

Schweißtechnischer Gefügeatlas

herausgegeben von

Dr.-Ing. Volkmar Horn

unter Mitarbeit von

Dr. rer. nat. Wolfgang Bernhard

Ing. Karin Buneß

Dipl.-Ing. Eberhard Kretzschmar

Dipl.-Ing. Heinz Stein



VEB VERLAG TECHNIK BERLIN

Ф. Хорн Атлас структур сварных соединений

Перевод с немецкого Г. Н. Клебанова
Под редакцией Э. С. Каракозова

1979

в. а. с.



МОСКВА „МЕТАЛЛУРГИЯ“ 1977

УДК 621.791.052 : 620.18

Атлас структур сварных соединений. Хорн Ф. Пер. с нем. М., «Металлургия», 1977. 288 с.

В атласе описаны методы металлографии, способы приготовления шлифов для макро- и микроанализа, приведены сведения о количественном и качественном анализе структур. Широко представлены макро- и микроструктуры сварных соединений углеродистых, среднелегированных и высоколегированных сталей, чугуна и цветных металлов, выполненных различными способами сварки плавлением и давлением. Даны иллюстрации структур сварных соединений разнородных металлов, структур плакирующих слоев, зон сплавления и зон термического влияния при наплавке, а также структур, образующихся при термической резке. Показана возможность металлографического анализа для объяснения причин разрушения сварных соединений.

Атлас предназначен для широкого круга инженерно-технических и научных работников различных отраслей промышленности: сварщиков, технологов, металлургов, металлургов, конструкторов, преподавателей, а также может быть полезен студентам металлургических, машиностроительных и политехнических вузов. Ил. 1006. Табл. 19. Список лит.: 109.

ИБ № 719

Ф. ХОРН

АТЛАС СТРУКТУР СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Перевод с немецкого Г. Н. Клебанова

Редактор издательства А. А. Сильников
Художественный редактор Г. А. Жесин
Технический редактор Г. Н. Калялина
Корректоры: В. Б. Лелин, Н. Д. Король
Переплет художника А. Г. Смердлова

Сдано в набор 21/VI 1976 г. Подписано в печать 29/III 1977 г.
Формат бумаги 60×90/16. Бумага типографская № 1
Печ. л. 18,0. Уч.-изд. л. 24,0
Тираж 13 500 экз. Заказ 1209. Изд. № 3218. Цена 1 р. 80 к.

Издательство «Металлургия», 119034, Москва, Г-31, 2-й Ободовский пер., д. 14

Ленинградская типография № 6 Союзполиграфпрома
при Государственном комитете Совета Министров СССР
по делам издательства, полиграфии и книжной торговли
193114, Ленинград, С-111, ул. Моисеевко, 10

© Перевод на русский язык. Изд-во «Металлургия», 1977

X 31101*—095 78—77
040(01)—77

* Книга имеет второй книжоторговый индекс 31206

ПРЕДИСЛОВИЕ РЕДАКТОРА РУССКОГО ИЗДАНИЯ

Качество сварных соединений определяется комплексом механических и специальных свойств, являющихся, как правило, структурно чувствительными характеристиками.

Оценка строения и структуры сварных соединений позволяет в большинстве случаев характеризовать их качество и свойства, а также наметить пути управления структурными и фазовыми превращениями. Это создается регулированием параметров сварочного процесса с целью получения конструкций с заданными эксплуатационными свойствами, не содержащих дефектов.

Эта задача в сварочной технике решается с помощью методов металловедения. Однако металловедение сварных соединений имеет ряд специфических особенностей по сравнению с «классическими» методами. Это связано прежде всего с тем, что превращения при сварке протекают в неравновесных условиях, а температура нагрева значительно выше, чем, например, при термической обработке. Резко отличаются при сварке условия кристаллизации, что обусловлено характером тепловых полей, малыми объемами зоны расплавления, а в ряде случаев и дополнительным механическим воздействием. Поэтому подходы к оценке структуры сварного соединения должны быть иными, чем, например, при термической обработке, в литейном производстве и пр.

В Советском Союзе научные направления металловедения сварки развиваются рядом коллективов исследователей в таких ведущих организациях, как ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, ИМЕТ им. А. А. Байкова АН СССР, МАТИ им. К. Е. Циолковского, МВТУ им. Э. Н. Баумана, ЛПИ им. М. И. Калинина и др. Этим коллективами издав ряд трудов, в которых всесторонне рассмотрены вопросы фазовых и структурных превращений, неоднородности сварных соединений, технологической прочности, регулирования свойств и структуры и др. В этих работах заложены научные основы сварочных процессов и показаны пути управления ими.

Настоящий атлас, изданный в ГДР в 1974 г. (издательство «Техника», Берлин), обобщает многолетний опыт исследований структур сварных соединений в Центральном институте сварки ГДР. В нем представлены примеры структур сварных соединений широкого круга материалов, выполненных разнообразными способами сварки плавлением и давлением. В отдельных разделах приведены результаты исследований структур наплавки и зон термического влияния основного металла при термической резке и строжке.

Описанию и иллюстрациям сварных структур в рамках каждого раздела предшествуют основные положения, включающие в себя рассмотрение особенностей свариваемых материалов с точки зрения превращений, протекающих при их сварке. Это позволяет оценить влияние термического воздействия на свар-

ваемые материалы и правильно выбрать способ и технологию сварки. На контрольных примерах сварных соединений показано влияние на структуру легирования, чистоты материала, способа и режима сварки, предварительной подготовки, химического состава присадочного металла и способа его введения в сварочную ванну.

Практическая ценность атласа для инженера-сварщика состоит в подборе большого материала, позволяющего путем сравнения правильно оценить структуру сварного соединения. Полезен также раздел, в котором изложены общие принципы и возможности металлографии. Эти сведения облегчат выбор метода металлографического исследования, способа предварительной подготовки образцов и исключат возможности ошибок идентификации структур.

Представляет практический интерес раздел, в котором показано, как методами металлографии можно определить причины разрушения сварных соединений, связанные с неправильным выбором сочетания материалов в соединении, присадочных материалов и неправильной технологией сварки. Эти данные могут быть использованы при разрушающем выборочном контроле сварных соединений.

Материал в атласе располагается следующим образом. В первой половине атласа помещены текст, таблицы, рисунки и объяснения к микрофотографиям, а на вклейках (между с. 128—256) — сами микрофотографии. Каждая страница вклеек имеет несколько микрофотографий, номера которых совпадают с набранными полужирным шрифтом номерами соответствующего пояснительного текста в первой половине атласа.

Можно надеяться, что настоящий атлас окажется полезным для специалистов, занимающихся научными исследованиями и практической деятельностью в области металловедения сварки. Атлас может быть полезен студентам и аспирантам соответствующих специальностей технических вузов.

ПРЕДИСЛОВИЕ

Атлас структур сварных соединений написан для инженеров-сварщиков. На базе имеющегося многочисленного иллюстративного материала атлас удалось составить так, что он может служить основой для рационального применения металлографии в качестве метода исследования и для оценки ее результатов, именно макро- или микроструктур. Для металловеда, имеющего недостаточный опыт исследования сварных соединений, атлас может служить справочным пособием, так как привычные ему классические атласы структур не содержат структур сварных соединений. Таким образом, настоящий атлас облегчает сотрудничество между инженером-сварщиком и специалистом-металловедом, необходимое для достижения наилучших результатов исследования.

Подбор фотографий структур выполнен в форме примеров. Эти примеры содержат обычно и данные по технологии сварки, такие как способ сварки, присадочный материал, температура подогрева или подготовка кромок. Однако эти данные ни в коем случае нельзя считать технологическими указаниями, их следует рассматривать лишь как исходные для сравнения структур. Приведенные примеры систематизированы по группам материалов, а в пределах каждой группы — по способам сварки. Это дало возможность предварительного обсуждения металлургических и металловедческих вопросов, специфичных для рассматриваемых групп материалов.

Сварные соединения и соединения при наплавке рассмотрены раздельно. В атласе собраны также и примеры структур, образующихся при термической резке. Отдельный раздел содержит типичные примеры нежелательных структур. Он снабжен необходимыми комментариями, а рассмотренные примеры позволяют объяснить причины разрушения сварных конструкций.

Основой для выбора примеров структур послужили научные отчеты, протоколы испытаний, публикации, а также материалы металлографического архива Центрального института сварки ГДР. Специалисты этого института помогали при обработке документации или работали в качестве авторов.

В заключение я хотел бы поблагодарить всех, кто принимал участие в выходе в свет этой книги. К ним относятся прежде всего руководство и многие сотрудники Центрального института сварки ГДР.

Галле (Заале) Автор

1. МЕТАЛЛОГРАФИЯ КАК МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Существует ряд методов, с помощью которых может быть определено качество сварного шва. При использовании этих методов следует учитывать их специфические особенности и возможности. Часто необходима комбинация нескольких методов испытаний для того, чтобы получить данные, пригодные для практической реализации. К таким методам оценки качества сварных швов относятся и металлография.

Как метод исследования, применяемый в сварочной технике, металлография характеризуется следующими основными чертами:

1. Металлография является разрушающим методом исследования, благодаря чему можно анализировать любые участки сварного соединения. В зависимости от задач конкретного исследования могут быть выбраны различные направления резки при приготовлении шлифа.

2. Весь сварной шов часто оценивают по данным анализа нескольких плоскостей сечения образца. Поэтому выборочный металлографический контроль сварочных дефектов не имеет смысла. Он успешно применим только тогда, когда существует уверенность в том, что исследуемая плоскость сечения расположена так, что включает предполагаемые дефекты. Это возможно лишь при особых обстоятельствах.

Если кристаллиты ориентированы в каком-то определенном направлении (что характерно для металла шва), то их форма и размеры на шлифе также зависят от направления проходящих через них сечений.

Оценка действительной формы трехмерных структурных составляющих не всегда обязательна и заключение о структуре делают, как правило, по ее двумерному изображению на шлифе. Однако в особых случаях, при решении сложных задач, следует учитывать некоторую условность таких оценок.

3. Анализируемая плоскость шлифа образца должна характеризовать свойства всего сварного шва. Это означает, что сам процесс приготовления образцов не должен вызывать структурных изменений материала. Следовательно, образцы должны готовиться холодной обработкой (но не холодным деформированием). При этом особое внимание следует обращать на то, что при изготовлении шлифа возможен локальный нагрев исследуемой поверхности. Термические воздействия на глубину в несколько сотых долей миллиметра уже могут привести к ошибочным результатам. Поэтому следует избегать нагрева и пластических деформаций, даже если они имеют локальный характер.

Место вырезки образцов из сварного шва, направление вырезки, число образцов и их размеры обуславливаются характером проводимого исследования. Поэтому желательно, чтобы инженер-сварщик привлекался для решения задачи отбора образцов специалиста-металловеда.

4. Металлография дает качественные оценки. Структура сварного соединения не является показателем, характеризующим количественно его свойства. На основании металлографического анализа невозможно и классификация сварных соединений по количеству и характеру дефектов. Количественные оценки заключаются главным образом в определении содержания структурных составляющих.

Для классификации формы, величины и количества неметаллических включений существуют специальные шкалы. Количественные исследования, основанные на сравнении образцов с помощью электронных приборов, проводятся на металлур-

гических предприятиях с целью контроля качества металла. В сварочной технике их не применяют. Металлографический анализ сварных соединений заключается в изучении качественных изменений кристаллической структуры в результате протекающих металлургических процессов. Анализ этих изменений позволяет металлловеду вместе с инженером-сварщиком рекомендовать технологические мероприятия, направленные на улучшение сварных соединений, и объяснить причины их низкого качества.

5. С помощью металлографического анализа можно оценить не только свойства сварных соединений, но и сделать выводы о причинах их неудовлетворительного качества.

Это прежде всего важно для объяснения причин разрушений сварных соединений. Структуры сварного соединения отражают характер протекающих при сварке металлургических и тепловых процессов. Поэтому по структуре можно сделать выводы о влиянии этих процессов на работоспособность сварных соединений при эксплуатационных нагрузках. Эти данные могут быть использованы для предупреждения разрушений и для совершенствования существующей технологии. Металловед должен располагать сведениями об образовании той или иной структуры, полученными на основании подробных исследований в широком диапазоне условий и режимов сварки. Это дает ему возможность правильно оценить исследуемую структуру и сделать выводы о ее свойствах, условиях образования и поведении при заданных нагрузках. Металловед должен быть более глубоким образом ознакомлен с целью проводимого исследования и со всеми деталями, касающимися исследуемых материалов, в частности с основным и присадочным металлом, способом сварки, термообработкой и т. д. При работе над решением проблемы вместе с инженером-сварщиком он может использовать все возможности металлографии, свои собственные знания и опыт с наибольшим успехом.

2. ТЕХНИКА МЕТАЛЛОГРАФИИ

2.1. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ШЛИФОВ

2.1.1. ОТБОР ОБРАЗЦОВ

Образцы для металлографического анализа вырезают из наиболее характерных участков исследуемой детали. В случае анализа разрушений в них должны содержаться дефекты, послужившие причиной разрушений (например, трещины, шлаковые включения, поры и т. п.). Образец должен охватывать все участки сварного соединения: сварной шов, зону термического влияния, а также основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. При изготовлении шлифов следует учитывать указания, приведенные в разделе 1.

Для отбора образцов из металла или из исследуемой детали пригодны все способы, не вызывающие изменения структуры, такие как фрезерование, сверление, строгание или резка ножовкой. Резку абразивными кругами можно использовать лишь в тех случаях, когда образец надежно охлаждается водой или эмульсией, применяемой при холодной механической обработке. При вырезке стальных образцов температура в месте резки не должна превышать 60—80°С, поскольку, например, в закаленных сталях при более высоких температурах протекают процессы отпуска, которые могут повести к структурным изменениям.

Особенно сложен отбор образцов из металлов и сплавов с температурой рекристаллизации, близкой к комнатной (например, цинк, свинец, олово, кадмий). В результате механической обработки в месте резки возникают деформации, ведущие к рекристаллизации, а вместе с этим и к изменению структуры. Необходимо или удалять образующийся рекристаллизованный слой последующей специальной обработкой, или применять способы бездеформационной резки металла [2.1], такие как электроэрозионная, а также химическая или электрохимическая резка.

Газовую кислородную резку можно применять для отбора металлографических образцов лишь в том случае, когда возможен припуск на удаление зоны термического влияния последующей холодной обработкой.

Размеры образца следует выбирать так, чтобы обеспечить удобство выполнения последующих рабочих операций, таких как шлифование или полирование. Рекомендуемые размеры образца обычно равны $10 \times 10 \times 15$ мм. Исследование сварных соединений на образцах таких размеров в большинстве случаев невозможно; поэтому подготовка образцов сварных соединений зачастую более трудоемка.

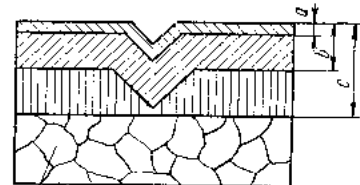
2.1.2. МОНТАЖ ОБРАЗЦОВ

Если размеры образца меньше, чем указанные в разделе 2.1.1, то для облегчения последующей обработки его соответствующим образом монтируют. К монтажу прибегают и в тех случаях, когда необходимо исследовать поверхность вблизи кромки образца или саму кромку, так как при шлифовании и полировании незакрепленного образца неизбежно некоторое скругление его кромок, вследствие чего при микроскопическом исследовании изображение получается нечетким. Наряду с высокой износостойкостью, хорошей сцепляемостью и низкой температурой заливки материалы, применяемые для монтажа, должны обладать стойкостью против травителей и небольшой плотностью [2.2]. Монтаж осуществляют либо путем заливки, в большинстве случаев эпоксидными смолами (ЕОК 19, ЕОК 106 с эпоксидным отвердителем 3), либо запрессовкой в реактопласты (фенольные смолы) или термопласты (полистирол, акриловая или метакриловая смола). Эпоксидные смолы обычно затвердевают при комнатной температуре в течение не более 24 ч. Запрессовку производят при температурах от 130 до 180°С и давлении от 300 до 380 кгс/мм², причем время затвердевания изменяется в пределах от 10 до 30 мин. Запрессовывать при повышенных температурах можно образцы из таких материалов, которые при этом не претерпевают структурных изменений. Если к остроте кромки предъявляются особо высокие требования, то часто на образцы наносят гальванические покрытия, а затем запрессовывают или заливают их в пластмассу.

Удобно крепить образцы в специальных зажимах. Если необходимо получить острые кромки, то такие зажимы пригодны лишь для образцов с малой площадью поверхности.

2.1.3. ШЛИФОВАНИЕ

Поверхность вырезанных образцов еще не пригодна для микроскопических исследований в связи с ее грубым рельефом. Поэтому после вырезки поверхность обрабатывают шлифованием. В процессе шлифования на поверхности образуется сильно деформированный слой толщиной около 10^{-5} мм, называемый слоем Beilby, который после полирования и травления передает структуру в более или менее искаженном виде. Чем мягче материал и чем больше давление при шлифовании, тем больше искажается структура. Чередованием травления и легкой переполровки удастся устранить этот слой. Под ним располагается малодеформированная зона, в которой сохраняются внутренние напряжения. Внутри этой зоны, ширина которой зависит от твердости исследуемого металла (у закаленной стали она равна примерно 2—5 мкм, а у алюминия 150 мкм [2.3]), могут развиваться процессы



Истинная микроструктура

Рис. 2.1. Схематическое изображение деформационного слоя, образующегося в результате шлифования [2.4].

a — зона наибольших деформаций; b — зона малых деформаций; c — общая глубина деформирования

рекристаллизации (например, в кадмии, свинце, олове) или может образовываться мартенсит (в аустенитных сталях). Еще ниже располагается слой с неискаженной микроструктурой. Схематическое изображение отдельных деформационных зон показано на рис. 2.1.

2.1.3.1. Сухое шлифование

Сухое шлифование производится либо вручную наждачной бумагой, либо на шлифовальных кругах с закрепленной наждачной бумагой.

Для удаления рисок с поверхности образца каждая смена наждачной бумаги сопровождается изменением направления шлифования на 90°. После окончательного перешлифования образца наждачной бумагой с наименьшим размером зерна на поверхности его остаются только следы в виде мелких царапин, располагающихся в одном направлении. На таких образцах могут быть проведены исследования макроструктуры. Например, в сварных швах выявляются сравнительно большие газовые поры, дефекты в корне шва и несплавления, если они не были видны непосредственно после вырезки образца. Травлением по Adler [(1) табл. 2.5] можно определить глубину проплавления, форму и строение пина, ликвационные зоны, ширину зоны термического влияния, а также направление кристаллизации металла шва.

2.1.3.2. Мокрое шлифование

Для мокрого шлифования применяют водостойкую проклеенную карборундовую бумагу. Шлифование ведут в потоке воды. У простых (неподвижных) шлифовальных устройств, установленных с небольшим наклоном, вода стекает сверху вниз, у вращающихся кругов струя воды направляется в центр и под действием центробежной силы распределяется по всей поверхности круга. По сравнению с сухим шлифованием этот способ имеет следующие преимущества:

1. Вода действует как охлаждающая среда и предотвращает нагрев образца.
2. Сошлифованный металл вымывается водой, благодаря чему поверхность шлифовальной бумаги постоянно остается чистой.

В связи с поверхностным натяжением среды, в которой производится шлифование, при одних и тех же условиях глубина деформированного слоя после мокрого шлифования больше, чем после сухого шлифования [2.5].

2.1.3.3. Резка

Очень мягкие металлы склонны при шлифовании к «размазыванию». В этом случае применяют способы обработки, позволяющие сглаживать поверхность образца срезанием тонких слоев, аналогично срезанию резцом. С помощью специального инструмента, микротомы, удаляют слои толщиной от 20 до примерно 1 мкм. Толщина слоя определяется твердостью срезаемого материала и размерами образца. Качество срезаемой поверхности зависит в первую очередь от тщательности заточки ножа. При обработке хорошо шлифованными ножами поверхность получается настолько ровной, что для выявления структуры часто достаточно лишь последующего травления. Для подготовки стальных образцов этот метод еще не приобрел широкого распространения.

2.1.3.4. Особые способы шлифования

Для автоматизации процесса подготовки образцов были разработаны способы шлифования, почти полностью исключаящие ручной труд. Так, например, разработаны держатели, прижимаемые к шлифовальному кругу грузом. В процессе

обработки необходимо только перемещать держатели с зажатými образцами от одного шлифовального круга к другому.

При вибрационном шлифовании образцы, прижимаемые грузами, перемещаются по круговым траекториям на вибрационном столе с закрепленной на немждачной бумагой, вращаясь дополнительно вокруг собственной оси.

2.1.4. ПОЛИРОВАНИЕ

После шлифования образцы полируют для того, чтобы дополнительно сгладить поверхность. Применяемые способы полирования основаны либо на механическом или электрохимическом удалении материала, либо на комбинации этих процессов.

2.1.4.1. Механическое полирование

Полирование водными суспензиями

В настоящее время наиболее распространено механическое полирование. На вращающийся диск подается водная суспензия полирующего вещества (в большинстве случаев окись алюминия, реже окись хрома или окись магния), а образец прижимают к диску. Чем мягче полируемый материал, тем меньше должно быть нажатие образца на круг, но длительность процесса полирования при этом увеличивается. Слишком сильное нажатие может повести к вдавливанию частиц полирующего вещества в поверхность образца. Вследствие этого при исследовании образца могут быть сделаны ошибочные выводы о количестве содержащихся в нем неметаллических дефектов.

Образец в процессе полирования поворачивают вокруг собственной оси для того, чтобы не создавалось предпочтительного направления полирования. Если это условие не соблюдается, то при наличии в металле относительно твердых включений или пор на шлифе могут образовываться так называемые кометные хвосты (большой или меньший угол материала позади дефекта), которые также могут повести к ошибочным выводам.

Чем длительнее процесс полирования, тем сильнее скругляются и кромки образца. При необходимости исследования кромок полируемый образец зажимают и держателе (по возможности из того же материала) либо монтируют путем заливки или запрессовки (см. раздел 2.1.2).

Слишком малая длительность полирования не обеспечивает полного удаления деформированного слоя. После травления получают искаженную структуру (см. раздел 2.1.3), у которой нельзя точно определить отдельные составляющие. Для того чтобы при механическом полировании гарантировать одинаковое нажатие образца на диск, разработаны держатели, аналогичные держателям, упомянутым в разделе 2.1.3.4.

В последнее время особое внимание уделяют способу вибрационного полирования [2.7; 2.8], позволяющему рационализировать изготовление шлифов. Сосуд установки для вибрационного полирования, дно которого обтянуто полировальным сукном, заполняют водной суспензией полировального вещества на высоту около 10 мм и подключают к вибрационному устройству. Образцы перемещаются по направляющим внутри полировального сосуда и одновременно вращаются вокруг своей оси. Поскольку при достаточном размере полировального сосуда в нем могут размещаться от 8 до 12 нагруженных образцов (нагрузка зависит от твердости полируемого материала и составляет от 300 до 800 гс для образцов диаметром 30 мм), этот способ является весьма производительным. Образцы, имеющие значительно большую длину, чем ширину, что часто свойственно сварным соединениям, монтируют заливкой или запрессовкой.

К преимуществам этого способа относятся, кроме того, следующие: 1) автоматизация процесса полирования, 2) незначительное скругление кромок образцов, 3) стабильные условия полирования, 4) простота обслуживания полировальных установок.

Полирование алмазными пастами

Вначале алмазной пылью или алмазными пастами полировали стекла. Было установлено, что при полировании металлов к однородности пасты по величине ирипа алмаза должны предъявляться более высокие требования [2.9]. В связи с высокой твердостью алмаз пригоден для полирования практически всех металлов. Однако для полирования металлов с твердостью меньше HB80 его применять нельзя, так как возникает опасность внедрения алмазных зерен в поверхность образца. Наиболее целесообразно применение паст, у которых зерна имеют в поперечнике следующие размеры, мкм: 15, 7, 2, 1 и 0,25. На последней стадии полирования сталей используют пасты с размерами зерен 1 мкм. Поскольку пасты дороги, процесс экономичен лишь в том случае, когда потери алмаза при полировании незначительны. Это достигается в результате следующих мероприятий:

1. Сукно, применяемое для полирования, состоит из нескольких слоев. При этом собственно полирующий слой, который может иметь большую или меньшую твердость, перекрывается барьерным слоем, непроницаемым для алмазных зерен.

2. Полировальное сукно изготавливают из кислотостойкого материала, благодаря чему металлическая пыль, образующаяся при полировании, растворяется при взаимодействии с кислотами, а большая часть алмазной пыли остается внутри ткани.

3. При полировании алмазными пастами с размером частиц от 15 до 2 мкм круг вращают со скоростью 125 мин⁻¹, а при полировании пастами с размером частиц 1 и 0,25 мкм — со скоростью 250 мин⁻¹. Благодаря относительно малой скорости вращения уменьшаются потери алмазных зерен вследствие сбрасывания их под действием центробежной силы.

Полирование алмазными пастами наиболее целесообразно в тех случаях, когда в структуре металла содержатся частицы с различной твердостью. Срезание твердых составляющих алмазными зернами способствует получению почти бездефектной поверхности, безукоризненной является также и острота кромки шлифа.

Описываемый способ используется особенно успешно для получения полированных поверхностей гетерогенных материалов, например спеченных материалов, твердых сплавов, чугуна, закаленных сталей, а также для исследований неметаллических включений в металлах и сварных соединений разнородных металлов. Время полирования алмазными пастами значительно меньше, чем при обычных способах механического полирования. Обработка ведется в более чистых условиях, так как для увлажнения полировального сукна расходуется небольшое количество жидкости на основе спирта. Процесс можно автоматизировать, применяя вибрационные полировальные устройства или специальные держатели образцов.

2.1.4.2. Электролитическое полирование

Электролитическое полирование основано на анодном растворении материала в гальванической ванне [2.10]. Полируемый образец является анодом. Катодом служит материал, стойкий в электролите (в большинстве случаев аустенитная нержавеющая сталь). Электрические параметры устанавливают так, чтобы происходило равномерное удаление материала образца.

В большинстве случаев вначале на поверхности образца образуется слой продуктов реакции. Перемешивающимся электролитом этот слой смывается и выступают на поверхности в значительной степени растворяются (процесс сглаживания). Затем на поверхности образуется вязкий тонкий слой, обладающий большим сопротивлением и ограничивающий величину тока. Он растворим в электролите, однако растворяется медленнее, чем растет. Для того чтобы поддерживать его толщину примерно постоянной, необходимо омывание поверхности образца ламинарным потоком электролита. Турбулентность ведет к повышенному износу материала, а вместе с тем и к получению волнистой поверхности. Во время образования вязкого слоя растворяются мельчайшие выступы. Поэтому этот процесс называют блестящим полированием.

Электролиты для электролитического полирования

Номер электролита	Полируемый металл	Состав электролита*	Условия полирования	Литературный источник
1	Алюминий, сплавы алюминия	200 мл перхлористой кислоты (1,20), 700 мл этилового спирта, 100 мл целлозольва (или глицерина)	Напряжение 40—50 В, плотность тока 1,8 А/см ² , длительность полирования 20—30 с	[2.26]
2	Бериллий	Тот же состав, что у электролита № 1	Напряжение 40—50 В, плотность тока 1,5 А/см ² , длительность полирования 30 с	[2.26]
3	Медь, сплавы меди	450 мл ортофосфорной кислоты (1,65), 560 мл дистиллированной воды	Напряжение 4—5 В, плотность тока 1 А/см ² , длительность полирования 45—60 с	[2.10]
4	Углеродистые стали, аустенитные, нержавеющие стали	Тот же состав, что у электролита № 1	Напряжение 30—40 В, плотность тока 1—1,5 А/см ² , длительность полирования 10—30 с	[2.26]
5	Кремнистые стали (специальная трансформаторная сталь)	900 г ортофосфорной кислоты (1,65); 100 г хромовой кислоты	Плотность тока 1,5—1,6 А/см ² , температура 60—80° С, длительность полирования 30—60 с	[2.10]
6	Аустенитные хромоникелевые стали	60 мл молочной кислоты, 25 мл монохлоруксусной кислоты (100 г в 100 мл дистиллированной воды), 30 мл цитрата аммония (50 г в 100 мл дистиллированной воды), 20 мл уксусной кислоты, 40 мл соляной кислоты (концентрированной), 40 мл серной кислоты (концентрированной)	Напряжение 5—6 В, длительность полирования 5 мин (для травления: напряжение 1 В, длительность травления 1 мин)	[2.27]
7	Аустенитные марганцевые стали	40 мл молочной кислоты, 40 мл уксусной кислоты, 15 мл ортофосфорной кислоты (1,75), 10 мл ацетата натрия (50 г в 100 мл дистиллированной воды), 10 мл соляной кислоты (концентрированной), 10 мл серной кислоты (концентрированной)	Напряжение 15 В, длительность полирования 5 мин (для травления: напряжение 1 В, длительность травления 1 мин)	[2.27]
8	Магний, сплавы магния	350 мл фосфорной кислоты (1,65), 650 мл этилового спирта	Плотность тока 1—2 А/см ² , длительность полирования 0,5—2 мин	[2.10]
9	Молибден	60 мл перхлористой кислоты (1,20), 600 мл метилового спирта, 360 мл бутилглицерола, 2 мл ингибитора травления (Adacid)	Плотность тока 0,8—1,2 А/см ² , длительность полирования 30—90 с	
10	Никель, сплавы никеля	Тот же состав, что у электролита № 1	Напряжение 40 В, плотность тока 1,4—1,5 А/см ² , длительность полирования 40—60 с	[2.26]
11	Никобий	175 мл плавиковой кислоты (40%-ной), 175 мл азотной кислоты (1,384), 650 мл воды	Напряжение 12—30 В, плотность тока 0,2—0,5 А/см ² , длительность полирования 30 с. Электролизером служит платиновый тигель, являющийся катодом	[2.10]
12	Титан, сплавы титана	20 мл перхлористой кислоты (1,20), 350 мл этилового спирта, 100 мл бутилцеллозольва	Напряжение 30 В, плотность тока 0,018—0,035 А/см ² , длительность полирования 30 с	[2.26]
13	Вольфрам	20 г едкого натра, 100 мл дистиллированной воды	Плотность тока 2,5—4 А/см ²	[2.26]
14	Цинк, сплавы цинка	200 г тиоцианата натрия, 1000 мл этилового спирта, 100 мл бутилцеллозольва, 20 мл дистиллированной воды	Плотность тока 1,5—2 А/см ² , длительность полирования 20—30 с	[2.26]
15	Олово, сплавы олова	Тот же состав, что у электролита № 1	Плотность тока 1,5 А/см ² , длительность полирования 20 с	[2.26]
16	Цирконий, сплавы циркония	Тот же состав, что у электролита № 1	Плотность тока 1 А/см ² , длительность полирования 20—30 с	[2.26]

* Цифры в скобках соответствуют плотности кислот, г/см³.

Электролиты для электролитического полирования стиранием

Номер электролита	Полируемый металл	Состав электролита	Условия полирования	Литературный источник
1	Медь, сплавы меди	5 г тиосульфата натрия, 100 мл дистиллированной воды	Напряжение 8,5 В, длительность полирования 2—3 мин	[2.28]
2	Железоуглеродистые сплавы	2 г тиосульфата натрия, 2 г азотнокислого калия, 8 мл уксусной кислоты, 200 мл дистиллированной воды	Напряжение 5—6 В, длительность полирования 3 мин	[2.28]
3	Железоуглеродистые сплавы	2 г щавелевой кислоты, 5 г роданистого калия, 40 г тиомочевины, 1000 мл дистиллированной воды	Напряжение 10 В, длительность полирования 3 мин (для повышения эффективности полирования в электролит добавляют порошок окиси алюминия № 3)	[2.29]
4	Нелегированные и низколегированные стали	20 г сульфата аммония, 100 мл концентрата глинозема, 900 мл дистиллированной воды	—	[2.22]
5	Нелегированные и низколегированные углеродистые стали	20 г сульфата аммония, 12 г хлористого аммония, 100 мл концентрата глинозема, 900 мл дистиллированной воды	—	[2.22]
6	Серебро, сплавы серебра	Насыщенный водный раствор тиосульфата натрия	Напряжение 0,5—1 В, плотность тока 10—12 мА/см, длительность полирования 3—5 мин	[2.30]

Электролитическое полирование позволяет получать у большинства однородных сплавов гладкие поверхности без образования деформационных слоев. Хорошие результаты полирования гетерогенных материалов получают лишь в том случае, если отдельные фазы растворяются в электролите приблизительно равномерно, что возможно только при близости их электрохимических потенциалов. Неметаллические включения не растворяются в процессе полирования и большей частью выпадают из металла, оставляя пустоты на поверхности. Края трещин, случайно выходящих на поверхность образца, скругляются, вследствие чего сами трещины кажутся шире, чем в действительности. Получение острых кромок образца также связано с большими трудностями. Только тщательное предшествующее механическое выравнивание и последующее очень кратковременное электролитическое полирование дают в отдельных случаях хорошие результаты.

Электролитическое полирование можно с успехом использовать для исследования структур сварных швов алюминия, титана, циркония, молибдена, а также аустенитных и ферритных сталей, так как приготовление шлифов из этих металлов механическими способами требует больших затрат времени.

В табл. 2.1 приведены составы некоторых из применяемых для этой цели электролитов.

2.1.4.3. Электролитическо-механическое полирование

Так как электролитическое полирование позволяет получать поверхности, годные для микроскопических исследований только однородных сплавов, была сделана попытка объединить преимущества этого способа полирования с механическим полированием, применяемым для изготовления шлифов из гетерогенных сплавов. Фазы в гетерогенных сплавах, растворяющиеся при электролитическом полировании менее интенсивно, удаляются механически в результате так называемого «эффекта стирания». При этом происходит травление, сопровождающееся образованием слабого рельефа, однако получаемая поверхность вполне пригодна для микроскопических исследований. Затраты времени по сравнению с механическим полированием значительно сокращаются.

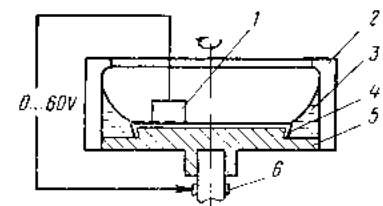


Рис. 2.2. Схема устройства для полирования стиранием по Reinacher (Рейнахеру):

1 — образец; 2 — пластмасса; 3 — электролит; 4 — полировальное сукно; 5 — полировальный диск; 6 — скользящий контакт (катод)

Этот способ можно использовать и для исследования структуры сварных швов. Разработка других электролитов позволила применить этот способ и для полирования сталей. При работе на переменном токе можно полировать алюминиевые и магниевые сплавы. В табл. 2.2 приведены составы электролитов, применяемых для некоторых групп сплавов.

Электролитическое вибрационное полирование. Возможность сочетать преимущества полирования стиранием и автоматического вибрационного полирования была впервые описана Petzow [2.12]. Под полировальное сукно подкладывается металлическая пластинка, служащая катодом, а сосуд подключается к положительному полюсу источника тока. Токопроводящие образцы имеют скользящие контакты, соединенные с положительным полюсом источника тока. Они перемещаются вследствие вибрации и подвергаются дополнительно электролитическому полированию. Обработку ведут в электролитах, составы которых приведены в табл. 2.2.

2.1.4.4. Химическое полирование

Химическое блестящее полирование основано на том же принципе, что и электродитическое, но без пропускания тока. Полировальными жидкостями часто служат смеси концентрированных кислот (табл. 2.3). Этот способ дает хорошие результаты только при полировании однородных, очень чистых металлов, таких как медь, α-латунь, никель, магний. Успешно его можно использовать и для полирования сварных соединений различных сталей [2.6].

Таблица 2.3

Реактивы для химического полирования

Номер реактива	Полируемый металл	Состав реактива *	Условия полирования	Температурный источник
1	Алюминий, сплавы алюминия	75 мл серной кислоты (1,75), 70 мл ортофосфорной кислоты (1,84), 5 мл азотной кислоты (1,40)	Температура 85° С, длительность полирования 0,5—2 мин	[2.10]
2	Медь	33 мл ортофосфорной кислоты (1,84), 33 мл ледяной уксусной кислоты (1,065)	Температура 60—70° С, длительность полирования 1—2 мин	[2.10]
3	Сплавы меди	30 мл азотной кислоты (1,40), 10 мл соляной кислоты (1,175), 10 мл ортофосфорной кислоты (1,84), 50 мл ледяной уксусной кислоты (1,065)	Температура 70—80° С, длительность полирования 1—2 мин	[2.10]
4	Сталь и железо	80 мл дистиллированной воды, 28 мл щавелевой кислоты (100 г/л), 4 мл перекиси водорода (30%-ный)	Температура 35° С, длительность полирования 15 мин	[2.10]
5	Никель	30 мл азотной кислоты (1,40), 10 мл серной кислоты (1,84), 10 мл ортофосфорной кислоты (1,84), 50 мл ледяной уксусной кислоты (1,065)	Температура 85—95° С, длительность полирования 0,5—1 мин	[2.10]

* Цифры в скобках соответствуют плотности кислот, г/см³.

2.2. КАЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ

Качественный анализ структуры должен давать сведения о характере и распределении фаз, о форме и развитии отдельных кристаллитов, о наличии неметаллических включений и пор.

Отдельные составляющие структуры в общем случае не различимы невооруженным глазом. Поэтому для их обнаружения применяют оптические вспомогательные средства.

2.2.1. МЕТАЛЛОМИКРОСКОПИЯ

Важнейшим инструментом металловеда является микроскоп для исследований в отраженном свете. Различают нормальные и обратные оптические микроскопы в зависимости от того, падает ли световой луч на поверхность образца сверху или снизу.

По своей оптической схеме микроскоп состоит, по крайней мере, из двух раздельных оптических систем: окуляра, располагающегося в непосредственной близости к глазу, и объектива, обращенного к объекту исследования. Объектив дает действительное увеличенное промежуточное изображение объекта, которое увеличивается окуляром (рис. 2.3).

Увеличение определяется как отношение размера объекта при рассмотрении через микроскоп к его размеру, воспринимаемому на расстоянии ясного зрения (250 мм). Общее увеличение микроскопа при визуальном рассмотрении через окуляр равно произведению увеличений объектива и окуляра:

$$V_{\text{общ.в}} = V_{\text{об}} V_{\text{ок}} \quad (2.1)$$

При рассмотрении изображения, проектируемого на матовое стекло фотокамеры, или при фотографировании следует учитывать растяжение мхов камеры l в миллиметрах, и общее увеличение в этом случае равно

$$V_{\text{общ.к}} = V_{\text{общ.в}} \frac{l}{250} \quad (2.2)$$

При использовании специальных фотоокуляров (гомолов) общее увеличение определяют на матовом стекле с помощью объектикомметра.

Качество микроскопа зависит не только от общего увеличения, но и от разрешающей способности его оптической системы.

Мерой разрешающей способности является минимальное расстояние d между двумя точками, которые еще видны раздельно:

$$d = \frac{\lambda}{n \sin \alpha} = \frac{\lambda}{A}, \quad (2.3)$$

где λ — длина волны света;

n — коэффициент преломления среды между объектом и фронтальной линзой объектива;

α — половина отворстия угла фронтальной линзы объектива.

Величина

$$A = n \sin \alpha \quad (2.4)$$

называется числовой апертурой.

Максимальная оптическая разрешающая способность достигается при числовой апертуре, равной 1,66, и при длине световой волны $4 \cdot 10^{-4}$ м:

$$d = \frac{\lambda}{A} = 2.4 \cdot 10^{-4}.$$

Воздух имеет коэффициент преломления, равный 1, поэтому при исследовании мельчайших структурных составляющих для получения максимальной раз-

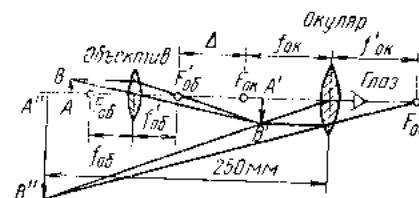


Рис. 2.3. Оптическая схема микроскопа:

$F_{\text{об}}$ — фокус объектива со стороны объекта; $F_{\text{ок}}$ — фокус объектива со стороны промежуточного изображения; $f_{\text{об}}$ — фокусное расстояние объектива со стороны объекта; $f_{\text{ок}}$ — фокусное расстояние объектива со стороны промежуточного изображения; A — расстояние между фокусом объектива со стороны промежуточного изображения и фокусом окуляра со стороны объекта; $F_{\text{ок}}$ — передний фокус окуляра; $F'_{\text{ок}}$ — задний фокус окуляра; $f'_{\text{ок}}$ — переднее фокусное расстояние окуляра; $f_{\text{ок}}$ — заднее фокусное расстояние окуляра; AB — объект; $A'B'$ — промежуточное изображение; $A''B''$ — увеличенное перевернутое изображение объекта на расстоянии ясного зрения, равном 250 мм.

решающей способности между шлифом и объективом вводят жидкости с большим коэффициентом преломления. Такие жидкости называют иммерсионными маслами.

Даже лучший объектив не позволяет обнаружить новые детали структуры, если общее увеличение лежит вне интервала 500—1000-кратного значения числовой апертуры (правило Abbe). Увеличение в этих пределах называют «полезным» в отличие от оптически «бесполезного» увеличения, при котором размеры составляющих структуры хотя и увеличиваются, но новые детали не выявляются. Таким образом, при оптической микроскопии максимальное полезное увеличение у гомогенных иммерсионных систем равно примерно 1600 : 1, а у воздушных систем («сухих» объективы) 1000 : 1.

Качество изображения зависит еще и от качества оптической системы, т. е. от степени коррекции ошибок изображений¹, возникающих при прохождении лучей через линзы.

В настоящее время применяют объективы следующих типов:

ахроматы, представляющие собой оптические системы с коррекцией в пределах среднего диапазона длины световых волн;

апохроматы, представляющие собой оптические системы с коррекцией во всей видимой части спектра световых лучей;

планахроматы;

планахроматы², у которых дополнительно скорректирована волнистость поля изображения.

Для ахроматов применяют окуляры Гюйгенса, в сочетании с апохроматами используют компенсационные окуляры. Для визуальных исследований с помощью аппаратов применяют planoокуляры.

При проектировании изображения на матовое стекло или при фотографировании в сочетании с объективом используют соответствующие проекционные окуляры, которые дают плоское изображение с резко очерченными краями на желаемом проекционном расстоянии. Для аппаратов можно применять обычные проекционные окуляры.

2.2.2. СОЗДАНИЕ КОНТРАСТА

Для выявления деталей объекта необходимо, чтобы они были распознаваемы глазом.

2.2.2.1. Светлое поле

При рассмотрении полированных металлических поверхностей в светлом поле пучок света встречается с поверхностью образца под прямым углом, отражается от нее и попадает через окуляр в глаз наблюдателя. Детали на этой поверхности можно различить лишь в том случае, когда они изменяют световые лучи при отражении таким образом, что в отличие от нормальной (гладкой) поверхности возникают различия в яркости (светло—темно) или в цвете. Следовательно, в светлом поле на полированных поверхностях могут быть обнаружены только случайные царапины, образовавшиеся при полировании; трещины; поры или такие детали, которые изменяют яркость или цвет отражающихся лучей (такими деталями являются преимущественно неметаллические включения). Структурные составляющие на полированных поверхностях не различаются.

2.2.2.2. Темное поле

При темнопольном освещении световой луч направлен под определенным углом к оптической оси (одностороннее косое освещение или двустороннее косое освещение при использовании конденсора в виде полого зеркала). Все плоскости,

¹ Под ошибками понимают геометрические или хроматические абберации изображений. (Прим. перев.)

² Апланаты. (Прим. перев.)

лежащие перпендикулярно оптической оси, кажутся темными и только световые лучи, направленные на объект, дают изображение. Царапины, трещины и границы структурных составляющих выглядят соответственно светлыми и могут быть обнаружены при исследовании.

2.2.2.3. Фазовый контраст

Детали объекта, которые не изменяют яркость и цвет лучей, но в отличие от обычной отражающей поверхности вызывают при отражении смещение световой волны по фазе, не воспринимаются глазом и светочувствительным слоем на фотопластинке. Для того чтобы их можно было увидеть, разности фаз должны быть преобразованы в разности яркостей [2.13; 2.14]. С этой целью на пути лучей устанавливают кольцевые диафрагмы и фазово-контрастное устройство. Благодаря этому достаточно хорошо различаются отдельные структурные составляющие даже на нетравленных образцах многофазных сплавов фото (2.4)

2.4. Влияние фазового контраста на выявляемость структуры быстрорежущей стали высокой производительности E18Co5: а — светлое поле, нетравленный образец; б — фазово-контрастное изображение того же участка.

2.2.2.4. Интерференционный контраст

Интерференционная микроскопия делает видимыми мельчайшие неровности на поверхности образца [2.14]. Надежно могут быть определены разницы в высотах, составляющие около 15 нм. Дополнительный прибор к металломикроскопу, в котором используется принцип интерферометрии, был разработан Nomarski [2.16]. Основная часть этого прибора, так называемая модифицированная призма Wollaston, позволяет путем бокового смещения обеспечить интерференционные явления во всем диапазоне цветовой шкалы Ньютона. В этом случае достигается светло-темная или цветовая контрастная интерференция. У образцов с небольшими неровностями поверхности (например, у образцов из гомогенных сплавов, кристаллиты которых имеют неодинаковое расположение и поэтому при травлении растворяются с несколько различной скоростью) участки рельефа выявляются различно освещенными или различно окрашенными, благодаря чему отпадает необходимость в травлении границ зерен (фото 2.5). Это дает особые преимущества в тех случаях, когда металлы плохо травятся, например при исследовании алюминия. Способ успешно применяется также при исследованиях кобальта и может быть использован для исследований гомогенных сплавов.

2.5. Влияние интерференционного контраста, по Nomarski, на выявляемость структуры гетерогенизированного электротехнического алюминия: а — светлое поле, нетравленный образец; б — интерференционно-контрастное изображение того же участка.

2.2.2.5. Поляризованный свет

Если вместо обычного света для рассмотрения объекта использовать линейно поляризованный свет, созданный поляризатором, а на пути лучей перед окуляром расположить анализатор, то можно обнаружить оптическую активность веществ. Особое преимущество дает применение поляризованного света при исследовании оптически анизотропных материалов. Все вещества, не принадлежащие к системам с кубической кристаллической решеткой, обладают различием оптических свойств в разных направлениях. Поэтому от положения кристаллита по отношению к падающему поляризованному световому лучу зависит и его освещение, что дает возможность определять размер кристаллитов, т. е. структурное строение поликристаллических веществ. Хорошие результаты получают при исследовании этим методом таких металлов, как цинк, магний, кадмий, ванадий, цирконий, а также бериллий и уран. Линейно поляризованный свет с успе-

Реактивы для химического травления¹

Номер реактива	Назначение реактива	Состав реактива ²	Примечания
1. Реактивы для макроанализа			
1	Распознавание сварных швов и зон термического влияния у всех сталей, чугуна, никеля и сплавов никеля, меди и сплавов меди (по Adler)	3 г двойной медно-аммиачной соли соляной кислоты, 20 мл соляной кислоты (1,19), 15 г хлорного железа	Соляную кислоту и хлорид железа вводить после растворения в воде медно-аммиачной соли
2	Распознавание сварных швов и зон термического влияния у титана и сплавов титана	Реактив № 1 с добавкой 1—5 мл плавиковой кислоты	—
3	Распознавание макроструктуры, сварных швов и зон термического влияния у алюминия и сплавов алюминия	10 мл соляной кислоты (1,19), 10 мл азотной кислоты (1,40), 1 мл плавиковой кислоты, 10 мл дистиллированной воды	—
4	Распознавание сварных швов легированных сталей	0,5—1 мл азотной кислоты (1,40), 100 мл дистиллированной воды	Образец погружать в раствор на 0,5—1 мин
5	Выявление дендритной структуры у сталей по Kalling	5 г хлористой меди, 100 мл соляной кислоты (1,19), 100 мл этилового спирта, 100 мл дистиллированной воды	—
6	Обнаружение ликвации фосфора в сталях по Neup	10 г двойной медно-аммиачной соли соляной кислоты, 12 мл дистиллированной воды	Травить 1—5 мин, выжавшую медь удалить ватой под проточной водой
7	Обнаружение ликвации в стали (более темные окрашенные участки соответствуют областям с повышенным содержанием железа) по Oberhoffer	1 г хлористой меди, 0,5 г хлористого олова, 30 г хлорида железа, 50 мл соляной кислоты (1,19), 500 мл дистиллированной воды, 500 мл этилового спирта	После травления промыть образец спиртом, подкисленным соляной кислотой
8	Выявление расположения и распределения в стали включений, содержащих серу, отпечатком по Baumann	Бромосеребряная фотобумага, пропитываемая 5%-ной серной кислотой, подсушивается и прижимается к образцу без образования пузырьков воздуха на поверхности шлифа под бумагой	Выдержка на образце в течение нескольких минут. Отпечаток сполоснуть, зафиксировать, промыть и высушить
2. Реактивы для микроанализа			
9	Выявление структуры стали, чугуна и магния	1—5 мл азотной кислоты, 100 мл этилового или метилового спирта	Длительность травления от нескольких секунд до одной минуты
10	Выявление структуры стали, чугуна и низколегированных сталей (особенно пригоден при исследовании плохо травимых структур)	4 г пикриновой кислоты, 100 мл этилового или метилового спирта	Длительность травления от нескольких секунд до нескольких минут
11	То же назначение, что у реактивов № 7 и 8	0,3 г пикриновой кислоты, 0,2 мл азотной кислоты (1,40), 100 мл этилового спирта	При плохой травимости добавить несколько капель соляной кислоты
12	Выявление структуры пержаеющих сталей с высоким содержанием никеля и кобальта, а также структуры сплавов никеля	30 мл азотной кислоты (1,40), 20 мл уксусного ангидрида	Раствор наносится ватным тампоном
13	Выявление структуры аустенитных нержавеющих сталей	5 г хлорида железа, 30 мл соляной кислоты (1,19), 100 мл дистиллированной воды	—
14	Выявление структуры хромоникелевых и хромомарганцевых сталей по Villafa	10 мл азотной кислоты (1,40), 20 мл соляной кислоты (1,19), 20 мл глицерина, 10 мл перекиси водорода (30%-ной)	Качество выявления структуры можно улучшить многократным полированием и травлением
15	Выявление структуры высокохромистых нержавеющих сталей	3 мл азотной кислоты (1,40), 10 мл соляной кислоты (1,19), 100 мл этилового спирта	Длительность травления может достигать нескольких минут
16	Выявление структуры высокохромистых нержавеющих сталей и сплавов никеля	10 мл азотной кислоты (1,40), 0,3 мл ингибитора травления, 100 мл соляной кислоты (1,19), 100 мл дистиллированной воды	Травление производится при комнатной температуре или при 50° С. Реактиву часто присваивают обозначение V2A
17	Выявление структуры высоколегированных хромоникелевых сталей по Mikakami	10 г калиевой соли, гексацаножезной кислоты, 10 г едкого калия, 100 мл дистиллированной воды	—
18	Выявление структуры никеля и сплавов никеля	75 мл соляной кислоты (1,19), 25 мл азотной кислоты (1,40)	—
19	Выявление структуры чистого алюминия	0,5 мл плавиковой кислоты, 99,5 мл дистиллированной воды	—

Номер реактива	Назначение реактива	Состав реактива ¹	Примечания
20	Выявление структуры сплавов алюминия (специально для алюминий-магневых сплавов)	9 мл фосфорной кислоты (1,72), 91 мл дистиллированной воды	—
21	Выявление структуры чистой меди	63 мл ледяной уксусной кислоты, 10 мл азотной кислоты (1,40), 27 мл фосфорной кислоты (1,72)	—
22	Выявление структуры меди и сплавов меди (травление с окрашиванием зерен структуры в различных цветах)	3 г двойной медно-аммиачной соли соляной кислоты, 100 мл воды, аммиак	Аммиак вводится в раствор каплями до тех пор, пока не растворится образовавшийся осадок
23	Выявление структуры свинца и сплавов свинца	16 мл азотной кислоты (1,40), 16 мл метилового спирта, 68 мл глицерина	—
24	Выявление структуры титана и сплавов титана	2 мл плавиковой кислоты, 2 мл азотной кислоты (1,40), 96 мл дистиллированной воды	—
25	Выявление структуры циркония и сплавов циркония	20 мл плавиковой кислоты, 10 мл азотной кислоты (1,40), 60 мл глицерина	—
26	Выявление структуры серебра и сплавов с высоким содержанием серебра	а) 20 г окиси хрома, 100 мл дистиллированной воды б) 10 г азотнокислого аммония, 100 мл дистиллированной воды	Травить поочередно растворами «а» и «б»
27	Выявление структуры магний-алюминий-цинковых сплавов	90 мл дистиллированной воды, 10 мл ледяной уксусной кислоты	—

¹ В таблице приведены наиболее распространенные реактивы для химического травления (состав других реактивов см. в разделе 2.3.1).
Цифры в скобках соответствуют плотности кислот, г/см³.

том можно применять и для идентификации неметаллических включений (фото 2.6) в металлах с кубической решеткой (например, в меди и в стали) [2.18].

2.6. Применение поляризованного света для идентификации шлаковых включений в сварном шве стали: а — включения в светлом поле, образец протравлен; б — включения в поляризованном свете (скрещенные николи). Силикатные включения дают светлые отражения, окисные включения остаются темными.

2.2.3. ХИМИЧЕСКОЕ ТРАВЛЕНИЕ

Химическое травление является одним из основных и наиболее широко распространенных способов выявления структуры.

Структура выявляется потому, что вследствие различных скоростей растворения отдельных ее составляющих в химическом реактиве на поверхности образца образуются неровности, которые в результате теплого эффекта обнаруживаются под микроскопом в виде рельефа. Кроме того, в результате образования тонких, прочно сцепленных с поверхностью, в большей или меньшей степени прозрачных пленок продуктов реакции, различных у разных зерен и у разных структурных составляющих, возникают под микроскопом яркостные или цветовые эффекты.

При травлении полированный образец погружают в холодный или подогретый реактив или наносят реактив на его поверхность. Процесс травления заканчивают, удаляя реактив водой с последующей промывкой спиртом и сушкой в потоке холодного или горячего воздуха.

Травящее действие реактива, а следовательно, и толщина полученного поверхностного рельефа зависят от концентрации травителя и его химической энергии, длительности травления и температуры реактива.

Эти три фактора должны быть взаимно согласованы и соответствовать увеличению, при котором затем исследуется структура. Слишком сильное травление может привести к избирательной местной коррозии, которая протекает с образованием геометрических фигур (ямки травления). Подобного рода ямки травления иногда получают преднамеренно для того, чтобы определить ориентацию кристаллов по отношению к окружающим их областям или чтобы судить о расположении или числе дефектов строения (главным образом дислокаций) кристаллитов.

Для выявления очень тонких структур часто применяют реактивы, в которые добавлены смачивающие вещества (например, Zerilrol, Wofabest). Последние уменьшают поверхностное натяжение раствора и дают хорошие результаты травления. В очень сильные реактивы часто вводят так называемые ингибиторы (желатина, глицерин), которые замедляют коррозионный процесс.

Химические реактивы разделяют на универсальные и специальные. Последние применяют только для идентификации фаз. Составы наиболее распространенных химических реактивов приведены в табл. 2.4 (более подробные данные о реактивах приведены в [2.31]).

2.2.4. ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОЕ ТРАВЛЕНИЕ

В отдельных случаях химическое травление структуру не выявляет или выявляет ее плохо. Это наблюдается главным образом тогда, когда исследуемые металлы или сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью. В таких случаях используют избирательное воздействие реактива на поверхность образца такое же, как и при электролитическом полировании [см. раздел 2.1.4.2]. Этот процесс называют электролитическим травлением. Плотности тока при электролитическом травлении примерно в 10 раз меньше плотностей тока, применяемых при электролитическом полировании. Во многих случаях источником тока служит 6-вольтовая батарея. В качестве катодного материала, как и при электролитическом полировании, применяют коррозионностойкие металлы (например, нержавеющую сталь). Составы некоторых из применяемых электролитов приведены в табл. 2.5.

Реактивы для электролитического травления

Т а б л и ц а 2.5

Номер реактива	Назначение реактива	Состав реактива ¹	Условия травления ²
1	Травление границ зерен ферритных и аустенитных нержавеющих сталей	50 мл азотной кислоты (1,40), 50 мл дистиллированной воды	Напряжение 1,5 В, комнатная температура
2	Выявление структуры хромистых сталей и δ-феррита в аустенитных сталях	45 мл молочной кислоты, 10 мл соляной кислоты (1,19), 45 мл этилового спирта	Напряжение 6 В, длительность травления 30–60 с
3	Распознавание карбидов и σ-фазы в нержавеющих аустенитных хромоникелевых сталях	10 мл щавелевой кислоты, 100 мл дистиллированной воды	Напряжение 6 В, длительность травления 5–20 с. Вначале протравливается σ-фаза, затем карбиды
4	Распознавание σ-фазы	40 г едкого натра долить дистиллированной водой до 100 мл	Напряжение 1–3 В, длительность травления 5–6 с. Вначале окрашивается σ-фаза, после феррит и еще позже карбид
5	Распознавание σ-фазы в хромоникелевых сталях	10%-ный раствор хромовой кислоты	Напряжение 3–6 В
6	Выявление структуры молибдена	1 г хлорного железа, 2 мл соляной кислоты (1,19), 196 мл метилового спирта	Напряжение 3–6 В

¹ Цифры в скобках соответствуют плотности кислот, г/см³.

² Катод из нержавеющей стали.

2.3. КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ

Во многих случаях при исследовании структуры достаточно качественных оценок. Однако в последнее время все большее значение придают металлографическому анализу, позволяющему получать количественные оценки. Для этой цели разработаны различные приборы, в частности специальные приставки к микроскопам.

2.3.1. ИЗМЕРЕНИЕ РАЗМЕРОВ ЗЕРНА

Часто необходимы данные о величине образующегося зерна. Существуют сравнительно простые способы определения средней площади зерна или его среднего диаметра. При измерении площади очерчивают группы кристаллитов по границам зерен, определяют планиметрированием очерченную площадь (в мм²)

и подсчитывают число кристаллитов n внутри этой площади. Среднюю площадь зерна, мкм², при увеличении V определяют по формуле

$$A_m = \frac{A \cdot 10^6}{nV^2} \quad (2.5)$$

При круговом способе на фотоснимке чертят круг, площадь которого A_k известна ($A_k = \pi d^2/4$ мм²). Подсчитывают число зерен z , полностью лежащих внутри круга, и число зерен λ , пересекаемых окружностью. При увеличении V среднюю площадь зерна, мкм², определяют по формуле

$$A_m = \frac{A_k \cdot 10^6}{(z + 0,67\lambda)V^2} \quad (2.6)$$

Способ секущих линий применяют главным образом тогда, когда зерна вытянуты в определенных преимущественных направлениях (деформированная или столбчатая структура). На изображении структуры проводят определенное число p параллельных линий длиной L мм. Затем подсчитывают число зерен n , пересекаемых этими линиями, причем первое зерно, пересекаемое линией не полностью, прибавляют, а последнее зерно, еще пересекаемое линией, отбрасывают. При увеличении V средний диаметр зерна D_m , мкм, определяют по формуле

$$D_m = \frac{L \cdot p \cdot 10^3}{nV} \quad (2.7)$$

Если зерна вытянуты в одном определенном направлении, то средний размер зерна определяют в двух взаимно перпендикулярных направлениях D_{m1} и D_{m2} и оценивают степень вытяжки

$$S = D_{m1}/D_{m2} \quad (2.8)$$

что дает возможность сделать выводы о степени деформации при холодном деформировании.

Способ секущих линий можно существенно механизировать, применяя считающие приборы [2.19]. В последнее время разработаны также телевизионные микроскопы (например, металломикроскоп для количественного анализа «Quantomet»), которые позволяют совмещать изображение структуры с окулярным микрометром и с помощью электронного считающего устройства получать данные о средней площади зерна [2.20]. Часто с целью исключения трудоемких подсчетов пользуются шкалами величин зерна (например, шкалой ASTM [2.21]). При этом изображение структуры накладывают на шкалу либо с помощью раstra, который нанесен на окуляре [2.22], либо располагают шкалу рядом с исследуемым изображением структуры [2.13]. При последнем способе субъективные ошибки могут быть очень велики.

Если желательно составить точную картину о размерах зерен, то необходимо проведение статистического анализа [2.23].

2.3.2. ОПРЕДЕЛЕНИЕ СООТНОШЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ

При исследовании многофазных сплавов часто представляет интерес определение количественного соотношения отдельных фаз для того, чтобы сделать выводы о составе сплава или о содержании фаз в нем [2.24].

Применяемый метод исследования включений в металле должен давать сведения о распределении, типе включений, а также о их форме и размерах. Во многих случаях число, тип, форма и распределение метасталлических включений имеют решающее влияние на эксплуатационные характеристики сварных узлов или конструкций. Повышение контраста часто дает возможность установить тип и форму включений. Для оценки распределения этих включений успешно используют способ подсчета числа точек, при котором на определенной, в большинстве

случае заранее заданной поверхности, подсчитывается число включений. Одновременно включения классифицируют по их размерам. Общую площадь, занятую включениями, можно определить планиметрированием или аналогичными методами. Для серийных исследований пользуются стандартными шкалами. При этом применяются главным образом шкалы Diergarten [2.25] или производные от них.

Количественное соотношение фаз определяют различными способами.

Способ планиметрирования предполагает использование планиметра, который при заданном увеличении позволяет определить долю общей площади поверхности образца, занятую отдельными фазами.

Соотношение фазовых составляющих можно определить, вырезая их из полученного при определенном увеличении изображения структуры и взвешивая на аналитических весах. Затем определяют отношение веса изображения каждой фазы к весу изображения структуры на исследуемой площади.

Оба способа требуют значительных затрат времени и связаны с большими субъективными ошибками, которые можно частично устранить при использовании так называемого телевизионного микроскопа. С помощью такого микроскопа производится сравнение всех плоскостей, обладающих определенной яркостью, с эталоном яркости. Для того чтобы ошибки были минимальными, особое внимание обращают на то, чтобы в результате процесса образования контраста (рельефа травлений) не происходило бы резкого оконтуривания, так как в противном случае получаются завышенные значения содержания фаз.

У несправленных структур (например, у металла шва) линейные соотношения и соотношения площадей не идентичны объемным соотношениям (см. раздел 3).

2.3.3. ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ

Наряду с выявлением структуры, определением фаз, их содержания и строения желательно иметь данные о свойствах сплавов или отдельных его фазовых составляющих. Одним из этих свойств, доступных для определения, является твердость. По твердости можно судить о других показателях механических свойств.

С помощью обычных измерений твердости получают усредненное ее значение, определяемое суммарным влиянием структурных составляющих сплава. Дополнительные испытания на микротвердость позволяют измерить твердость отдельных составляющих.

Определением микротвердости решаются, в частности, следующие задачи:

- 1) идентификация одинаковых фаз в сплавах;
- 2) прослеживание диффузионных процессов;
- 3) обнаружение ликвационных зон, образующихся, например, в сварных швах.

Инструментом для измерения микротвердости служит алмазная пирамида с углом между гранями при вершине 136° . Такая геометрическая форма позволяет сравнивать результаты измерения микротвердости с данными, получаемыми при измерении макротвердости по Виккерсу. Показателем твердости по Виккерсу служит сила, приходящаяся на единицу поверхности отпечатка, кгс/мм²:

$$HV = F/M, \quad (2.9)$$

Площадь поверхности отпечатка равна

$$M = \frac{d^2}{2 \sin \alpha/2},$$

где d — длина диагонали отпечатка;

α — угол между гранями.

При угле α , равном 136° , формула числа твердости, кгс/мм², принимает вид

$$HV = 1,8544 \frac{F}{d^2}. \quad (2.10)$$

При измерениях макротвердости значения ее по Виккерсу при нагрузке $F > 1$ кгс не зависят от величины нагрузки. Поскольку при измерении микротвердости применяют нагрузки меньше 200 гс, устанавливают зависимость значений твердости от величины нагрузки. Вероятные причины такой зависимости могут заключаться, с одной стороны, в образовании краевых утолщений у отпечатка, а с другой — в неточности радиуса закругления у вершины алмазной пирамиды, обусловленной ограниченными возможностями технологии ее изготовления и малыми размерами. Тогда справедлива степенная зависимость Меуера:

$$F = ad^n, \quad (2.11)$$

где a — константа материала;

d — диаметр отпечатка;

n — показатель, изменяющийся от 1 до 2.

После логарифмирования уравнение (2.11) принимает вид

$$\log F = \log a + n \log d. \quad (2.12)$$

В логарифмических координатах эта функция представляет собой прямую, тангенс угла наклона которой равен n .

Математически зависимость микротвердости от нагрузки выражается путем совместного решения уравнений (2.11) и (2.10). В результате получают

$$HV_m = 1,8544 a \frac{d^n}{d^2};$$

$$HV_m = kd^{n-2}. \quad (2.13)$$

Числовое значение микротвердости, кгс/мм², получают из уравнения (2.10):

$$HV_m = 1,854,4 \frac{F}{d^2}, \quad (2.14)$$

где F — нагрузка, гс;

d — длина диагонали отпечатка, мм.

Для получения сравнимых значений твердости определяют, как правило, так называемую «приведенную микротвердость», отнесенную к определенной стандартной величине отпечатка. В качестве стандартных длин диагоналей отпечатка приняты значения 5, 10 и 20 мм. Соответствующими значениями твердости являются $HV_{5 \text{ мм}}$, $HV_{10 \text{ мм}}$ и $HV_{20 \text{ мм}}$.

Практически поступают следующим образом. На определенной детали структуры делают отпечатки при различных нагрузках. По показателям d и F строят так называемую прямую Меуера, с помощью которой определяют величину n (рис. 2.7).

Затем по уравнению (2.14) подсчитывают микротвердость и значение ее также наносят на график над диагоналями отпечатков. В результате на оси ординат может быть определена «приведенная микротвердость», относящаяся к стандартным длинам диагоналей 5, 10 и 20 мм.

Во многих случаях достаточно относительных измерений. Их проводят при постоянной нагрузке F и в зависимости от длины диагонали отпечатка получают различия в твердости. Таким образом получают, например, кривые распределения твердости. Сопоставляя эти кривые с кривыми распределения концентраций, можно сделать вывод о протекавших диффузионных процессах.

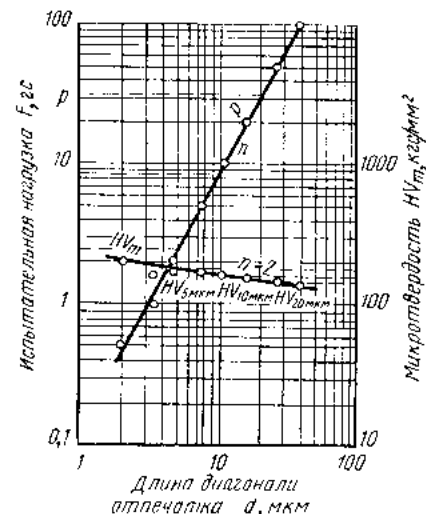


Рис. 2.7. Определение степенной зависимости (по Меуеру) «приведенной микротвердости»

3. ОБЩИЕ ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРУКТУР СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

3.1. ПЕРВИЧНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Под первичной кристаллизацией понимают рост кристаллитов из расплава при затвердевании сварочной ванны. В результате образуется так называемая первичная структура. У таких металлов, как алюминий, медь, никель и их сплавы, при дальнейшем охлаждении первичная структура не изменяется или изменяется незначительно. Поэтому от нее зависят свойства сварного шва. Для определения первичной структуры необходимо знать условия ее образования и влияющие на нее факторы.

У металлов и сплавов с аллотропическими модификациями, например у сталей, в процессе охлаждения в твердом состоянии протекает вторичная кристаллизация или перекристаллизация. В этом случае свойства вторичной структуры определяются модификациями, стабильными при более низких температурах. Существует, однако, определенная связь между первичной и вторичной структурами, поэтому необходимы исследования первичной структуры и у сплавов с аллотропическими превращениями. Кроме того, первичная структура перед перекристаллизацией подвержена воздействию нагрузок, например усадочных напряжений. Образующиеся в сварных швах трещины не могут быть объяснены вторичной кристаллизацией. Поэтому для металлографических исследований важно иметь представление о процессах первичной кристаллизации.

При кристаллизации металлических расплавов различают переохлаждение расплава, образование зародышей и рост зародышей.

Без переохлаждения кристаллизация невозможна. Переохлаждение может быть термическим и концентрационным. Термическое переохлаждение технически чистых металлов имеет значение только при образовании зародышей. Однако в сварных швах всегда есть уже готовые центры кристаллизации. Поэтому вследствие уменьшения энергии образования зародыша требуемое переохлаждение может быть меньше или необходимость в нем может отсутствовать. Особого внимания в этом отношении заслуживают нерасплавившиеся кристаллы основного металла, на которых может происходить эпитаксиальная кристаллизация из жидкой фазы¹.

Рост зародышей кристаллизации связан с концентрационным переохлаждением. Оно развивается только в сплавах или в сильно загрязненных металлах. Расплав кристаллизуется в некотором интервале температур, а легирующие элементы или примеси снижают температуру ликвидуса². Они накапливаются перед фронтом кристаллизации и снижают температуру ликвидуса еще в большей степени (рис. 3.1). Этот эффект повышается с увеличением скорости кристаллизации. Благоприятные условия в этом отношении создаются при электрошлаковой сварке (малые температурные градиенты) и при контактной точечной сварке (высокая скорость кристаллизации). В соответствии с объемным распределением градиентов температур и скоростей кристаллизации в сварном шве непрерывно возрастает концентрационное переохлаждение от границы сплавления к середине шва. В этой зоне возникает наибольшая вероятность образования зародышей кристаллизации, в результате чего при определенных условиях в середине сварного шва вследствие концентрационного переохлаждения может возникнуть второй фронт кристаллизации.

Первый фронт кристаллизации возникает в результате роста кристаллов от частично оплавленных зерен основного металла, граничащих со сварочной ванной и играющих роль готовых центров (фото 3.2). Наиболее быстро они растут

перпендикулярно к изотермическим граничным поверхностям и параллельно направлению наиболее интенсивного теплоотвода. В результате образуются ориентированные столбчатые кристаллы. Кристаллиты второго фронта кристаллизации, образующиеся из зародышей кристаллизации в результате концентрационного переохлаждения, имеют, напротив, равноосное строение (фото 3.3).

3.2. Эпитаксиальный рост зерен основного металла на первом фронте кристаллизации шва меди, выполненного плазменной сваркой.

3.3. Фронт кристаллизации с глобулярными разориентированными кристаллами внутри сварного шва сплава AlMg3, выполненного вольфрамовым электродом в аргоне.

Концентрационное переохлаждение играет также определенную роль при образовании кристаллов на первом фронте кристаллизации. Чистые металлы образуют (особенно при большой скорости затвердевания и малых температурных градиентах) кристаллы, которые с боковой поверхности ограничены сравнительно плоскими поверхностями. Такой рост кристаллов называется ичеистым (фото 3.4). Напротив, при малых скоростях охлаждения и больших температурных градиентах, а также при повышенном содержании ликвирующих примесей¹ граничные поверхности кристаллов отличаются значительными неровностями: рост кристаллитов приобретает дендритный характер.

Вершины растущих кристаллитов прорастают в зону концентрационного переохлаждения. Направления предпочтительной ориентации бокового роста обуславливают разветвление дендритов в соответствии с указанным выше механизмом (фото 3.5).

3.4. Ячеистая кристаллизация сварного шва вольфрама, выполненного контактной точечной сваркой. Сечение параллельно главному направлению роста.

3.5. Дендриты сварного шва железохромбуржундистого сплава в сечении, параллельном их продольным осям.

Поскольку металлографический шлиф представляет собой произвольное сечение через направленный кристалл, маловероятно, что он пересекает непосредственно продольную ось кристалла (фото 3.5). По шлифу нельзя точно определить направление кристаллов сварного шва. Поэтому в микроструктуре сварных швов, не претерпевающих аллотропических превращений, обнаруживаются границы ячеистых дендритных кристаллов обычно в виде более или менее упорядоченной сетки (фото 3.6 и 3.7).

3.6. Ячеистые кристаллы сварного шва в сечении, не параллельном их продольным осям (зернистая структура). Электрошлаковая сварка меди.

3.7. Дендриты в сечении, не параллельном их продольным осям (ячеистая структура). Сварка аустенитной хромоникелевой стали плавящимся электродом в аргоне.

Если образуются дендриты, то плоскости сечений разветвлений одинаковых кристаллов нельзя отличить друг от друга. В этом случае сечения разветвлений (фото 3.7) называют ячейками (см. разд. 6.1.1). Сечения ячеисто кристаллизующихся кристаллов (фото 3.6) называют «зернистой структурой» (в отличие от первых они образуют замкнутую сетку).

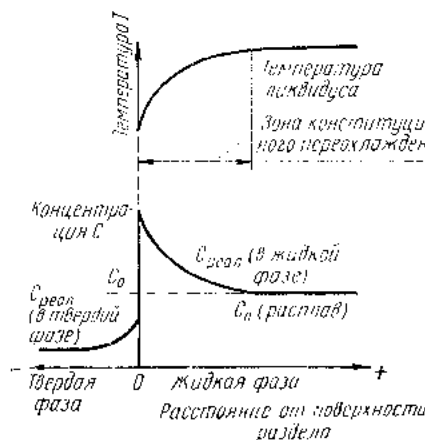


Рис. 3.1. Схема концентрационного переохлаждения

¹ С той же металлографической ориентацией.

² Температура, при которой в равновесных условиях образуются первые кристаллы из расплава.

¹ Распределяющихся неравномерно.

При благоприятных обстоятельствах можно и по историчной структуре сплавов, претерпевающих аллотропические превращения, сделать вывод о строении первичных кристаллов. Примерами могут служить одноосадные швы конструкционных сталей. При перекристаллизации металла этих швов по границам первичных зерен образуется дозвтектоидный феррит, отчетливо выявляющийся при травлении по Адлер [1], табл. 2.4].

Направленность кристаллов первого фронта кристаллизации по отношению к продольной оси шва зависит от скорости сварки и скорости затвердевания. В швах, полученных при малых скоростях сварки и затвердевания, кристаллиты расположены почти параллельно оси шва и образуют дендриты. Большая скорость сварки ведет к изменению схемы кристаллизации (рис. 3.8 и 3.9).

Особым случаем является образование «перистых» кристаллов в швах алюминия и его сплавов (см. раздел 6.1.1.3). Малая скорость сварки с большой погонной энергией ведет к образованию крупных, а большая скорость с малой погонной энергией — к образованию мелких первичных кристаллов.

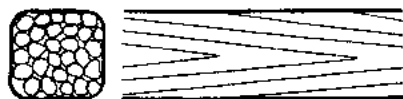


Рис. 3.8. Положение кристаллов в швах при малых скоростях сварки и затвердевания



Рис. 3.9. Положение кристаллов при большой скорости сварки

Так же как и величина зерна у деформированных материалов, размер ячеек первичной структуры сварного шва является существенным признаком, определяющим прочностные свойства. У сталей этот показатель вследствие аллотропических превращений имеет второстепенное значение. Однако и вторичная структура имеет тем более мелкое зерно, чем меньше первичное зерно. Обычно стремятся к получению возможно более мелкозернистой (или мелкоячеистой) разориентированной структуры.

3.2. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ И ДИАГРАММЫ ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ

Диаграммы состояния строят для равновесных условий. В этих условиях образующиеся одновременно расплавы, кристаллы или твердые растворы и соединения не изменяются качественно и количественно при заданных концентрации компонентов и температуре в течение сколь угодно длительного времени. Такое равновесное состояние достигается только при очень малых скоростях изменения температуры. Это относится главным образом к охлаждению. Перестройки решетки и процессы выделения, описываемые диаграммами состояния, так же как и концентрационные изменения твердых растворов, связаны с изменением расположения участвующих в этих процессах атомов, т. е. с диффузией. Поскольку скорость диффузии с понижением температуры уменьшается, то ускоренное охлаждение препятствует установлению равновесного состояния, например, в системах Fe—Fe₃C, Cu—Sn или Al—Mg. Ускоренный нагрев, ведущий к увеличению подвижности атомов, подавляет установление равновесия в значительно меньшей степени.

Эти особенности следует учитывать при использовании диаграмм состояния в металлографических исследованиях сварных соединений. Структуру сварных соединений можно оценить по диаграммам состояния лишь приблизительно и с учетом процессов ликвации и переохлаждения, протекающих при охлаждении сварного шва и связанных часто с образованием неравновесных структур. Для назначения термической обработки готовых сварных швов и контроля за ее проведением использование диаграмм состояния вполне возможно. Другая возможность

применения этих диаграмм заключается в определении влияния теплового воздействия при сварке на зоны основного металла, граничащие со швом и находящиеся в неравновесном состоянии. В результате нагрева структура закаленных сталей или дисперсионно твердеющих сплавов, термически обработанных на твердый раствор, приближается (в зависимости от количества введенной теплоты) к равновесному состоянию и возникают новые промежуточные состояния и равновесные фазы в форме выделений. Такие тепловые воздействия будут рассмотрены при описании отдельных сплавов.

Точнее, чем по диаграммам состояния, можно определить структуру сварного шва с помощью диаграмм превращения аустенита, особенно по диаграммам превращения при непрерывном охлаждении (диаграммы анизотермического превра-

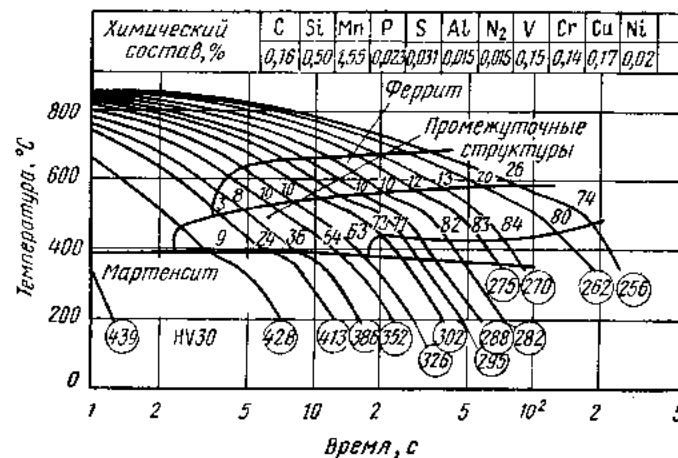


Рис. 3.10. Диаграмма превращения аустенита при непрерывном охлаждении стали St45/60C в процессе сварки плавлением

щения аустенита). При этом, однако, следует учитывать, что диаграммы превращения аустенита строили в основном для оценки превращений при термической обработке. Условиям термической обработки соответствуют положенные в основу этих диаграмм температуры аустенитизации порядка 1000° С и длительности аустенитизации около 10 мин, близкие к наиболее благоприятному режиму нормализации. Однако при сварке температура аустенитизации значительно выше, а длительность существенно меньше. Более высокие температуры аустенитизации вызывают рост зерен, вследствие которого превращение замедляется. В результате в одной и той же стали количество мартенситной составляющей может быть больше, чем после аустенитизации при обычных температурах нормализации. Очень небольшая продолжительность аустенитизации может привести к неполному выравниванию концентрации легирующих элементов в аустените. Поэтому структура, образующаяся в результате превращения, неоднородна и может содержать составляющие, которые не наблюдаются при охлаждении после более длительной аустенитизации.

В настоящее время есть диаграммы превращения аустенита, построенные специально для условий сварки. На рис. 3.10 показана такая диаграмма для непрерывного охлаждения стали St 45/60 С. Длительность аустенитизации составляет от 10 до 35 с, длительность нагрева — от 1 до 5 с. За начало отсчета по оси времени для всех сталей установлен один и тот же момент, в который их температура при охлаждении достигает 850° С. С помощью таких диаграмм можно установить связь между условиями сварки и скоростями охлаждения в зоне термического влияния, требуемыми для получения желаемых структур.

4. СТРУКТУРА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ

4.1. НЕЛЕГИРОВАННЫЕ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

4.1.1. ГАЗОВАЯ СВАРКА

4.1. Типичные бездефектные соединения труб.

4.2. В связи с большой погонной энергией при газовой сварке структура металла в шве и в зоне термического влияния крупнозернистая. Ширина зоны термического влияния сварных соединений, выполненных газовой сваркой, особенно велика. 2 : 1, (1) * табл. 2.4.

4.1.1.1. Сталь St38u-2

Толщина листов 6 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 50°. Положение при сварке нижнее. Присадочный металл 17MnNi4.

4.3. Основной металл: феррит и ~10% перлита. Неметаллические включения имеют вытянутую форму. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.4. Зона термического влияния. Рядом со швом основной металл перегрет. Вследствие большой погонной энергии, характерной для газовой сварки, он охлаждался медленно. При этом образовалась грубая видманштеттова структура. 100 : 1.

4.5. Металл шва. Очень грубая видманштеттова структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4. Крупнозернистая структура перегрева в зоне термического влияния и в шве типична для сварных соединений при газовой сварке.

4.1.1.2. Сталь St50-2

Толщина листов 4 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 50°. Присадочный металл 17MnNi4. Температура подогрева от 200 до 250° С. Термическая обработка после сварки: отжиг для снятия напряжений при температуре 650° С.

4.6. Основной металл: ~60% феррита и 40% перлита. Перед сваркой сталь нормализована. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.7. Зона термического влияния. Фазовый состав у перехода к шву: ~50% перлита, 40% троостита и 10% феррита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.8. Металл шва. Грубая видманштеттова структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.2. РУЧНАЯ ДУГОВАЯ СВАРКА

4.1.2.1. Сталь St38b-2

Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Положение при сварке нижнее, сварка многослойная. Присадочный металл: электроды EsVIIIs и TiVIIIs.

4.9. Электрод EsVIIIs. Корень шва удален и подварен с обратной стороны. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.10. Электрод TiVIIIs. Корень шва удален и подварен с обратной стороны. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.11. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррит и ~15% строчечного перлита 100 : 1, (9) табл. 2.4.

* Здесь и далее в скобках указаны номера травителя в табл. 2.4.

4.12. Зона термического влияния, участок растворения перлита. Металл при сварке нагревался до температур, лежащих в интервале между A_{c1} и A_{c2} . Перлит превратился в аустенит, при охлаждении образовался зернистый цементит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.13. Зона термического влияния, участок нормализации. Максимальная температура незначительно превышала A_{c3} *. Образовался мелкозернистый аустенит, который при охлаждении превратился в феррит (светлые участки) и перлит (темные участки). Величина зерна образовавшейся структуры меньше, чем в исходном состоянии. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.14. В непосредственной близости от сварочной ванны максимальные температуры значительно превышали A_{c3} . В зависимости от длительности пребывания при этих температурах в большей или меньшей степени вырастают зерна аустенита, от величины которых зависит размер образующихся зерен. При оптимальных режимах значительного перегрева и образования крупных зерен не наблюдается. Малые длительности пребывания металла при температурах выше A_{c3} типичны для дуговой сварки. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.15. Переход к металлу верхнего слоя шва (справа). На этом участке основной металл (слева) перегревался наиболее сильно. Поэтому кристаллы в этом месте имеют самые большие размеры. При поперечных колебаниях электрода с большой амплитудой при несколько повышенном сварочном токе в металл вводилось большое количество теплоты, что привело к замедленному охлаждению и протеканию перлитного превращения. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.16. Переход от основного металла (слева) к металлу шва (справа) в середине многослойного шва. При многослойной сварке наложение последующих слоев вызвало перекристаллизацию металла ранее наплавленных слоев и зоны термического влияния. Такую же структуру имеет и зона сплавления у корня шва, если он не подваривался с обратной стороны. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.17. Подваренный корень шва. Подварку вели с колебаниями электрода, не повышая ток. Поэтому погонная энергия была меньше, а скорость охлаждения — больше. В результате в зоне сплавления у корня шва (слева) образовались бейнит и троостит, а рядом с верхним слоем — феррит и перлит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.18. Верхний слой шва. Присадочный металл электрод EsVIIIs. Видманштеттова структура с грубыми включениями окиси железа (например, в правой нижней части рисунка). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.19. Верхний слой шва. Присадочный металл электрод TiVIIIs. Видманштеттова структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.20. Подварочный слой шва. Присадочный металл электрод EsVIIIs. В связи с меньшим объемом сварочной ванны, пониженной силой тока и меньшей амплитудой колебаний электрода подварочный слой имеет более мелкозернистую структуру, чем верхний. Ферритное превращение протекло только в крайних первичных кристаллах (светлые края), в середине, наоборот, образовался бейнит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.21. Подварочный слой шва. Электрод TiVIIIs. Такая же структура, но без включений сульфидов железа. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.22. Промежуточный слой шва. Электрод EsVIIIs. Мелкозернистая, нормализованная структура, состоящая из феррита и перлита. В шве заметны включения, типичные для сварки электродами с рудно-кислым покрытием.

4.23. Промежуточный слой. Электрод TiVIIIs. Такая же структура, но без включений. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.2.2. Сталь St52-3

Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл электроды KblX/Xs. Положение при сварке нижнее, многослойная сварка.

4.24. Корень шва удален и подварен с обратной стороны. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.25. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррит и строчечный перлит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

* Испытано при переводе.

4.26. Переход к верхнему слою шва (справа). Перегретый основной металл (слева) имеет структуру верхнего бейнита наряду с перлитом и ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.27. Переход к средним слоям. В результате термического воздействия при многослойной сварке как в основном металле (слева), так и в шве (справа) образовалась нормализованная, мелкозернистая, равноосная феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.28. Переход к подварочному слою. Скорость охлаждения была значительно больше, чем при наложении верхнего слоя с большой амплитудой колебания электрода. В основном металле (слева) и в металле шва (справа) образовался соответственно нижний и верхний бейнит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.29. Металл шва (верхний слой). Частично видманштеттова структура, частично верхний бейнит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.30. Металл шва (подварочный шов). Бейнит примерно с 10% феррита, располагающегося в виде полос по границам первичных зерен. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.31. Металл шва (средние слои). Мелкозернистая нормализованная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.2.3. Сталь St45/60 (18MnSiVN6)

Толщина листов 20 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл электроды KbxI/XIVs. Сварка без подогрева.

4.32. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррит и строчечный перлит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.33. Переход к металлу шва (верхний слой). При охлаждении от максимальных температур термического цикла сварки в основном металле произошло 95%-ное бейнитное превращение и 5%-ное мартенситное превращение. Твердость HV275. Необходимость в подогреве поэтому отсутствует. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.34.* Металл шва. Структура состоит из бейнита и феррита. Количественные соотношения составляющих структуры зависят от условий сварки. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.2.4. Сталь 17MnSiV5

Толщина листов 20 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл электроды KbxI/XIVs. Предварительная термическая обработка: нормализация при температуре 910—950°С. Сварка без подогрева.

4.35. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Нормализация не смогла устранить полностью строчечность структуры, которая состоит из феррита и перлита. Перлит расположен частично в виде строчек, частично в форме игл на границах ферритных зерен. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.36. Переход к промежуточному слою. В области перехода от зоны термического влияния основного металла (слева) к металлу шва (справа) располагается бейнит с изменяющимся содержанием феррита. На рисунке показан один промежуточный слой. Твердость HV 220. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Структура металла шва, наплавленного электродами KbxI/XIVs, такая же, как и при сварке стали St45/60C (см. раздел 4.1.2.3, фото 4.34).

4.1.2.5. Сталь 20CrMoV13.5

Толщина листов 100 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 30°. Присадочный металл электроды CrMoV13.5 (опытного производства).

Предварительная термическая обработка: нормализация (3 ч при температуре 950°С; охлаждение на воздухе до температур 200—300°С), последующая закалка (в течение 3 ч при температуре 1020°С, охлаждение в масле до температур 350—400°С, после чего выдержка в подвешенном состоянии на спокойном воздухе) и немедленный отпуск (10 ч при 680°С, охлаждение на спокойном воздухе).

Температура предварительного подогрева от 300 до 350°С.

Термическая обработка после сварки: отпуск (10 ч при 640—660°С и 5 ч при 660—680°С, охлаждение до 300°С с печью, затем на воздухе).

4.37. Основной металл: игольчатая структура отпуска, соответствующая предварительной термической обработке. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.38. Зона термического влияния. Структура отпуска мельче и не имеет игольчатое строение. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.39. Переход от основного металла к металлу шва. Грубая структура отпуска основного металла (слева), отпущенный бейнит в шве (справа). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.40. Металл шва. В результате последующей термической обработки все слои сварного шва имеют грубую структуру бейнита, подвергавшегося высокому отпуску. Карбиды коагулируют в крупные частицы. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.2.6. Сталь St60-2

Влияние подогрева и термического воздействия при наложении последующих слоев.

Толщина листов 12 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°; сварка одним, двумя и четырьмя слоями. Присадочный металл: электроды KbxI/Xs диаметром 3,5 мм. Сварка без подогрева и подогревом до 300°С.

4.41. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: перлит и феррит, располагающийся по границам зерен. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.42. Переход от основного металла к наплавленному после сварки корню шва без подогрева. Зона термического влияния основного металла содержит мартенсит наряду с трооститом и небольшим количеством феррита по границам зерен. Твердость HV 330. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.43. Переход к корню шва после наложения последующего слоя. Мартенсит в зоне термического влияния (см. фото 4.42) отпущен. Твердость HV 290. Отпущен также и бейнит сварного шва (справа). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.44. Переход к корню шва после сварки всеми четырьмя слоями. Зона термического влияния (слева, HV 250) и металл сварного шва (справа) имеют мелкозернистую структуру нормализации. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.45. Переход от основного металла к наплавленному после сварки корню шва с подогревом. В зоне термического влияния мартенсит отсутствует, а содержится только троостит и некоторое количество феррита по границам зерен. Твердость HV 270. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.46. Переход к корню шва после наложения последующего слоя с подогревом. Металл шва (справа) уже частично перекристаллизован. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.47. Переход к корню шва после сварки всеми четырьмя слоями с подогревом. Мелкозернистая структура нормализации в зоне термического влияния (слева, HV 210) и в шве (справа). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.2.7. Сталь GS-C25 нормализованная

Толщина стенки 100 мм.

Подготовка кромок: малый угол скоса; сварка на листовой подкладке.

Присадочный металл: электроды KbxI/Xs. Предварительная термическая обработка: нормализация (10 ч при 900°С, охлаждение на воздухе).

Низкотемпературный отжиг для снятия напряжений (10 ч при 650°С, охлаждение с печью).

Температура подогрева от 150 до 200°С.

Термическая обработка после сварки: 1) без термической обработки (для сравнения структур), 2) нормализация (8 ч при 900°С, охлаждение с печью со скоростью 9°С/ч в интервале температур между 900 и 500°С).

Отжиг для снятия сварочных напряжений в течение 7 ч при 620°С, охлаждение с печью.

- 4.48. В основном металле еще различима дендритная структура. Подкладка удалена. 1 : 1, (1) табл. 2.4.
- 4.49. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: беспорядочно расположенные феррит и перлит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.
- 4.50. Переход от основного металла к верхнему слою шва. Основной металл перегрет. Крупные кристаллы троостита окружены ферритной оторочкой или пронизаны иглами феррита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.
- 4.51. Переход от основного металла к средним и нижним слоям шва. Основной металл (слева) и металл шва (справа) имеют мелкозернистую структуру нормализации. 100 : 1, (9) табл. 2.4.
- 4.52. Верхний слой сварного шва. Видманштеттова структура, 100 : 1, (9) табл. 2.4.
- Такую же структуру имеют сварные швы после отжига для снятия напряжений.

Структура после нормализации и отжига для снятия напряжений

- 4.53. Основной металл. Структура стала более мелкозернистой (см. фото 4.49). 100 : 1, (9) табл. 2.4.
- 4.54. Переход от основного металла к металлу шва. На участке перехода, как в зоне термического влияния основного металла (слева), так и в металле шва, образуется феррито-перлитная структура. Мелкие кристаллы перлита располагаются внутри зерен феррита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.
- 4.55. Усиление сварного шва. Во всех слоях мелкозернистая феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.2.8. Сталь GS-45 ненормализованная

Толщина листов 26 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл: электроды KбIX/Xs диаметром 4 мм. Сварка в исходном (литом) состоянии без подогрева.

- 4.56. Основной металл. Типичная грубая структура литого металла (видманштеттова структура). 100 : 1, (9) табл. 2.4.
- 4.57. Переход от основного металла к верхнему слою шва. Основной металл слева сильно перегрет. Структура в этой зоне состоит из крупнозернистого троостита, окруженного полосами феррита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.
- 4.58. Переходы от средних слоев к корню шва. Благодаря взаимному тепловому влиянию отдельных слоев при многослойной сварке структура перекристаллизована. Как у основного металла (слева), так и у сварного шва (справа) она стала более мелкозернистой.
- 4.59. Металл шва (верхний слой). Верхний бейнит с ферритными полосами на бывших границах аустенитных зерен. 100 : 1, (9) табл. 2.4.
- 4.60. Металл шва (промежуточные слои и корень шва). Нормализованная, мелкозернистая феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.2.9. Сталь GS-22CrMoWV10.11 (опытная отливка)

Толщина листов 30 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл: электроды CrMoW12 (опытные).

Предварительная термическая обработка: нормализация (4,5 ч при 970—990° С, охлаждение на воздухе). Отпуск (8 ч при 710—730° С, охлаждение с печью). Температура предварительного подогрева 400° С.

Термическая обработка после сварки: отпуск (8 ч при 710—730° С, охлаждение с печью).

- 4.61. Вид шва (многослойная сварка). 1 : 1, (1) табл. 2.4.

- 4.62. Основной металл: отпущенный бейнит 200 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.63. Переход от основного металла (слева) к металлу шва (справа).

Карбиды, выделившиеся вследствие нагрева при отпуске, расположены непосредственно в переходной области в виде отдельных строчечных группировок. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.64. Металл шва. Отпущенный бейнит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.3. ДУГОВАЯ СВАРКА ПОД ФЛЮСОМ

4.1.3.1. Сталь St38b-2

Толщина листов 10 мм. Подготовка кромок без скоса, зазор 4 мм. Присадочный металл: проволока 10Mn4; флюс PFe18UP.

- 4.65. Одностороннее сварное соединение с глубоким проплавлением. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

- 4.66. Основной металл: нормализованная феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.67. Зона термического влияния (участок растворения перлита). Частичная перекристаллизация в результате нагрева при сварке. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.68. Зона термического влияния (участок нормализации). Измельчение зерна. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.69. Зона термического влияния (участок перегрева). Размер зерна увеличивается незначительно. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.70. Переход к металлу шва (справа). Грубая видманштеттова структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.71. Металл шва. Очень грубая видманштеттова структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.3.2. Сталь St52-3

Толщина листов 20 мм. Подготовка кромок без скоса, зазор 6 мм. Присадочный металл: проволока 10Mn8; флюс PFe18UP.

- 4.72. Двухслойное соединение, сваренное с двух сторон. Слои перекрыты. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

- 4.73. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: строчечная феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.74. Зона термического влияния. Строчечная структура исчезает вследствие перекристаллизации (нагрев выше температуры A_{c3}). Структура этой зоны состоит еще из феррита и перлита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.75. Участок перегрева. Непосредственно рядом со швом расположено до 80% крупнозернистого бейнита, а также около 10% феррита и 10% перлита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.76. Непосредственный переход от основного металла к шву. Слева виден крупнозернистый бейнит зоны перегрева, справа — бейнит металла шва, направленный в виде лучей. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.77. Металл шва, сверху и внизу. Структура состоит из лучистых кристаллов верхнего бейнита, окруженных полосами феррита и перлита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

- 4.78. Металл шва, середина. В результате сварки вторым слоем с противоположной стороны, часть металла первого слоя перекристаллизовалась. Структура шва состоит из мелких зерен феррита и перлита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.3.3. Сталь 13CrMo4.4

Толщина листов 25 мм. Подготовка кромок Y-образная, сварка двумя слоями с двух сторон. Присадочный металл: проволока 9CrMo4.5; флюс SPC Mn35/100. Температура подогрева 250° С. Термическая обработка после сварки: 1) без термической обработки, 2) отпуск (30 мин при 700° С, охлаждение на воздухе).

Структура в состоянии после сварки (без термической обработки)

4.79. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: нормализованная феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.80. Переход от основного металла к шву. Зоны термического влияния основного металла (слева) и металла шва (справа) имеют структуру верхнего бейнита в сетке доэвтектоидного феррита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.81. Металл шва. При охлаждении в металле шва образовалась структура верхнего бейнита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Структура после отпуска

4.82. Переход от основного металла к шву. Отпущенная структура верхнего бейнита и доэвтектоидного феррита в зоне термического влияния основного металла (слева) и в металле шва (справа). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.83. Металл шва. Отпущенный бейнит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.3.4. Сталь 30Mn5 улучшенная

Толщина листов 25 мм. Подготовка кромок Y-образная, сварка тремя слоями с двух сторон. Присадочный металл: проволока 10Mn8; флюс SPC Mn33/100.

Поскольку сварка производилась при больших погонных энергиях и предусматривалось последующее улучшение сварных соединений, подогрев не производился.

Термическая обработка после сварки: 1) без термической обработки (для сравнения), 2) улучшение (закалка в масле от температуры 900° С, затем отпуск при 650° С с охлаждением в масле).

4.84. Многослойное сварное соединение. Отдельные слои перекрывают друг друга. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

Структура в состоянии непосредственно после сварки

4.85. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: нормализованная структура, состоящая из перлита и феррита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.86. Переход от основного металла к шву. Зона термического влияния основного металла (слева) характеризуется грубой структурой продуктов перлитного (10%), бейнитного в верхнем температурном интервале (80%) и мартенситного (10%) превращений. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.87. Металл шва. Верхний бейнит окружен сеткой доэвтектоидного феррита с островками перлита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Структура после улучшающей термической обработки

Структура основного металла, не подвергавшегося термическому влиянию сварки, такая же, как на фото 4.85.

4.88. Переход от основного металла к шву. В зоне термического влияния основного металла (слева) образовалась мелкозернистая феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.89. Металл шва. Мелкозернистая структура, состоящая из феррита и перлита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.4. ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ СВАРКА

Только поперечный шлиф не даст представления о направленности и размерах первичных кристаллов, поскольку теплоотвод и рост кристаллитов направлены преимущественно не поперек сварного шва, а под углом к нему. Поэтому

для определения методами макроскопии первичной структуры сварных соединений, выполненных электрошлаковой сваркой, кроме поперечного шлифа, необходимо, по крайней мере, один продольный шлиф.

4.90. Поперечный шлиф. Металл имеет мелкозернистую и разориентированную структуру. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.91. Продольный шлиф. Видна грубая, отчетливо ориентированная первичная структура. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.92. Сечение под углом 45° к продольному направлению шва. Направленные первичные кристаллиты различимы только на одной стороне шва, где они были разрезаны вдоль. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.1.4.1. Сталь St38b-2

Толщина листов 12 и 40 мм. Присадочный металл: проволока 10Mn4; флюс PjeOES.

4.93. Толщина листов 12 мм. Металл имеет мелкозернистую структуру. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.94. Толщина листов 40 мм. Металл имеет более крупнозернистую структуру, чем при сварке тонких листов. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.95. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки, имеет феррито-перлитную структуру (см. фото 4.66).

Участок перегрева зоны термического влияния (толщина листов 12 мм). Грубая видманштеттова структура с относительно узкими ферритными пластинками. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.96. Участок перегрева зоны термического влияния (толщина листов 40 мм). Очень грубая видманштеттова структура с широкими ферритными пластинками. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.97. Металл шва (толщина листов 12 мм). Видманштеттова структура с почти тонкими ферритными пластинками. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.98. Металл шва (толщина листов 40 мм). Видманштеттова структура с широкими ферритными пластинками и сравнительно большими ясно выраженными зернами перлита 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.4.2. Сталь St52-3

Толщина листов 12 и 40 мм. Присадочный металл: проволока 10Mn8Al; флюс PjeOES.

4.99. Толщина листов 12 мм. Металл имеет мелкозернистую структуру. В металле шва видны изотермы кристаллизации. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.100. Толщина листов 40 мм. Металл имеет крупнозернистую структуру. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.101. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки, имеет такую же структуру, как на фото 4.73.

Участок перегрева зоны термического влияния (толщина листов 12 мм). Бейнит с трооститом и доэвтектоидным ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.102. Участок перегрева зоны термического влияния (толщина листов 40 мм). Видманштеттова структура и троостит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.103. Металл шва (толщина листов 12 мм). Структура верхнего бейнита с доэвтектоидным ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.104. Металл шва (толщина листов 40 мм). Видманштеттова структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.4.3. Сталь 13CrMo4.4 до и после улучшения

Толщина листов 25 мм. Присадочный металл: проволока 9CrMoSi4.5; флюс Pje28ES. Сварка без предварительного подогрева.

Термическая обработка после сварки: 1) без термической обработки (для сравнения), 2) улучшение (10 мин при 920° С с охлаждением на воздухе, 20 мин при 700° С с охлаждением на воздухе).

4.105. В состоянии непосредственно после сварки металл шва имеет грубую макроструктуру. В зоне термического влияния также заметно увеличение размера зерен. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.106. После улучшающей термической обработки структура металла шва и зоны термического влияния стала мелкозернистой. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

Микроструктура без последующей термической обработки

Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки, имеет феррито-перлитную структуру (см. фото 4.79).

4.107. Участок перегрева зоны термического влияния в состоянии после сварки. Структура верхнего бейнита с доэвтектоидным ферритом, выделившимся по границам крупных первичных кристаллов. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.108. Металл шва без последующей термической обработки. Структура верхнего бейнита и доэвтектоидный феррит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Микроструктура после улучшающей термической обработки

4.109. Участок перегрева зоны термического влияния. Глобулярная феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.110. Металл шва. Глобулярная феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.4.4. Сталь GS-40

Толщина листов 100 мм. Присадочный металл: проволока 10Mn4; флюс PjEOES. Предварительная термическая обработка: нормализация.

4.111. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: глобулярная феррито-перлитная структура, соответствующая предварительной термической обработке. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.112. Зона термического влияния. На участке нормализации структура измельчена неравномерно. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.113. Переходная зона к металлу шва (справа). На участке перегрева сталь GS-40 (слева) имеет видманштеттову структуру. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.114. Металл шва. Структура верхнего бейнита с доэвтектоидным ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5. ДУГОВАЯ СВАРКА В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ

4.1.5.1. Сварка в углекислом газе

4.1.5.1.1. Сталь St38b-2, обычная технология сварки

Толщина стенки (труба) 10 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 50°. Присадочный металл: проволока 10MnSi6.

4.115. Сварной шов состоит из двух слоев, причем верхний слой выполнен с большой амплитудой колебаний электрода. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.116. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Строчечная феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.117. Переход к верхнему слою шва (справа). На участке перегрева основного металла (слева) образовалась видманштеттова структура с включениями крупных зерен троостита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.118. Металл широкого верхнего слоя шва. Видманштеттова структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.119. Корневой слой, нижняя часть. В верхней части металл этого слоя перекристаллизован вследствие термического воздействия при сварке вторым слоем. Зона сплавления также стала мелкозернистой. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.120. Переход от основного металла к нижней части корневого слоя. Рядом с нижней частью корневого слоя шва (справа) участок перегрева зоны термического влияния (слева) не перекристаллизован. В его структуре сохраняются крупные кристаллы троостита, окруженные доэвтектоидным ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.121. Корневой слой. Нижняя часть имеет неперекристаллизованную структуру верхнего бейнита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5.1.2. Сталь St38u-2, сварка короткой дугой

При сварке короткой дугой присадочный металл переходит в сварочную ванну в виде крупных капель с короткими замыканиями дугового промежутка. Это достигается за счет малых напряжений дуги. Таким способом можно сваривать тонкие листы и тонкостенные трубы, не опасаясь образования прожогов. Поскольку тепловое воздействие невелико, металл не перегревается, как например при газовой сварке, и структура его соответствует структуре сварных соединений толстых листов, сваренных в углекислом газе.

Толщина листов 1,5 мм. Подготовка кромок: без скоса, зазор 1 мм. Присадочный металл: проволока 10MnSi6 диаметром 1 мм. Сварочный ток 90 А, напряжение дуги 17 В.

4.122. У сварного соединения тонких листов зона термического влияния узкая, а первичная структура шва мелкозернистая. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

4.123. Основной металл (после неполного отжига): феррит и мелкие карбиды. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.124. Переход к металлу шва (справа). Несмотря на малую толщину листов, основной металл в зоне термического влияния (слева) перегрет не более чем при обычной сварке толстых листов в углекислом газе (см. фото 4.117). Структура состоит из игольчатого феррита и троостита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.125. Металл шва имеет мелкую структуру верхнего бейнита. Она соответствует структуре неперекристаллизованных слоев при сварке более толстых листов по обычной технологии. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5.1.3. Сталь St52-3, обычная технология сварки

Толщина листов 12 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл: проволока 10MnSi8.

4.126. Сварной шов состоит из трех слоев. Нижние слои были частично подвержены термическому влиянию. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.127. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Мелкозернистая, строчечная феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.128. Зона термического влияния. При охлаждении участков, нагретых выше A_{c3} , образовался нижний бейнит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.129. Переход к верхнему слою шва (справа). Участок перегрева зоны термического влияния (слева) имеет бейнитную структуру. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.130. Переход к среднему слою и к корню шва (справа). Бейнит на участке перегрева зоны термического влияния отпущен в результате нагрева при сварке последующими слоями. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.131. Металл шва в верхнем слое. На границах бывших зерен аустенита образовался доэвтектоидный феррит. Внутри этих ферритных оторочек располагается верхний бейнит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.132. Металл среднего и корневого слоев шва. Вследствие термического воздействия при сварке последующими слоями структура перекристаллизована. Она представляет собой равномерно распределенные феррит и перлит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5.1.4. Сталь 13CrMo4.4

Толщина стенки 22 мм (труба 267×22 мм). Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Корень шва сварен вольфрамовым электродом в аргоне. Присадочный металл: проволока 9CrMoSi4.5. Температура предварительного подогрева 250—300° С.

Термическая обработка после сварки: отпуск (30 мин при температуре от 680 до 720° С, охлаждение на воздухе).

4.133. Бездефектный многослойный шов. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.134. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Отпущенный бейнит с включениями ферритных зерен. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.135. Переход к металлу шва (справа). Зона термического влияния основного металла имеет структуру отпущенного бейнита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.136. Металл шва. Отпущенный бейнит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5.1.5. Сталь 10CrMo9.10, сварка с последующим отпуском

Толщина стенки 16 мм (труба 140×16 мм). Подготовка кромок V-образная, угол разделки 30°. Присадочный металл: проволока 7CrMo9.10. Температура предварительного подогрева 250° С.

Термическая обработка после сварки: отпуск (30 мин при 750° С, охлаждение на воздухе).

4.137. Многослойный шов с равномерным строением. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.138. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: отпущенный бейнит и феррит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.139. Переход к сварному шву (внизу). Зона термического влияния основного металла (вверху) имеет структуру отпущенного бейнита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.140. Металл шва. Отпущенный бейнит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5.1.6. Сталь St38u-2, газозлектрическая сварка в вертикальном положении с принудительным формированием шва

Толщина листов 12 мм. Подготовка кромок: без скоса. Присадочный металл: проволока 10MnSi6.

4.141. Такая же структура, как при электрошлаковой сварке (см. фото 4.93). 1 : 1, (1) табл. 2.4.

Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки, имеет феррито-перлитную структуру, соответствующую структуре, помещенной на фото 4.3.

4.142. Зона термического влияния. Слева участок растворения перлита, справа участок нормализации. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.143. Переход к металлу шва (справа). Участок перегрева основного металла состоит из крупных кристаллов троостита, окруженных доэвтектидным ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.144. Металл шва. Структура верхнего бейнита с доэвтектидным ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5.1.7. Сталь St38u-2, сварка точками в углекислом газе на медной подкладке и без подкладки

Толщина листов 2 мм. Присадочный металл: проволока 10MnSi6.

4.145. Сварное соединение, выполненное без медной подкладки. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.146. Сварное соединение, выполненное с медной подкладкой. Благодаря большому тепловложению (повышение тока, напряжения дуги и времени сварки) получены такие же размеры сварочной ванны и такие же соотношения глубин проплавления, как и у образца, сваренного без медной подкладки. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

Сварные соединения не отличаются и по микроструктуре. Приведенные ниже иллюстрации микроструктур соответствуют сварным соединениям, выполненным на медной подкладке.

Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки, имеет феррито-перлитную структуру (см. фото 4.3).

4.147. Участки перегрева в верхнем и нижнем листах имеют видмаштеттовую бейнитную структуру. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.148. Металл шва: бейнит и доэвтектидный феррит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5.1.8. Приварка стержневых деталей в углекислом газе

Основной лист: сталь St52-3, толщина 12 мм. Стержень: сталь 10MnSi6, диаметр 10 мм.

Стержневые детали из других материалов приваривать в углекислом газе по металлургическим причинам нельзя.

4.149. Стержень внедрился в основной лист и сплавился с ним. При этом жидкий металл оказался вытесненным. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.150. Сталь 10MnSi6, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки: нормализованная феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.151. Переход от стали St52 к шву. Сталь, подвергавшаяся нагреву (слева), и металл шва (справа) имеют структуру бейнита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.152. Переход от стержня из стали 10MnSi6 к шву. Бейнитная структура в зоне термического влияния стали 10MnSi6 (слева) и в шве (справа). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5.2. Сварка в смеси газов

Сварные соединения, выполненные в смеси газов, имеют такую же структуру, как и при сварке в углекислом газе. Несколько меньшее выгорание легирующих элементов по сравнению со сваркой в углекислом газе на шлифах обычно не различается.

4.1.5.2.1. Сталь SK15Al

Толщина листов 10 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Положение при сварке: ванное и вертикальное. Присадочный металл: проволока 10MnSi6; защитный газ — смесь 75% аргона и 25% углекислого газа.

4.153. Сварка в нижнем положении. Равномерное строение трехслойного шва. 2 : 1, (9) табл. 2.4.

4.154. Вертикальное положение. Равномерное строение трехслойного шва. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

Положение при сварке не влияет на характер микроструктуры. Приведенные ниже иллюстрации соответствуют сварным соединениям, выполненным в вертикальном положении.

4.155. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: строчечная феррито-перлитная структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.156. Переход к верхнему слою шва. Основной металл в зоне термического влияния (слева) и металл шва (справа) имеют видмаштеттовую структуру. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.157. Металл верхнего слоя шва. Видмаштеттова структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.158. Переход к корню шва. Перекристаллизованная структура зоны термического влияния (слева) и металла шва. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5.2.2. Сталь St52-3

Толщина листов 10 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Положение при сварке вертикальное. Присадочный металл: проволока 10MnSi8; защитный газ — смесь 75% аргона и 25% углекислого газа.

4.159. Равномерное строгие сварного шва. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.160. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррито-перлитная структура (см. фото 4.150).

4.161. Переход к верхнему слою шва (справа). Зона термического влияния (слева) имеет бейнитную структуру. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.162. Металл верхнего слоя шва. Бейнитная структура с доэвтектоидным ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Переход к корню шва. Отпущенный бейнит зоны термического влияния основного металла (слева) и металла шва. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.5.3. Плазменная сварка

Сварные соединения, выполненные плазменной сваркой без присадочного металла, имеют такую же структуру, как и соединения, выполненные электронным лучом (см. раздел 4.1.7). Поэтому в настоящем разделе они не рассматриваются.

Сталь St38b-2, сваренная с различной погонной энергией

Толщина листов 3 мм. Подготовка кромок: без скоса, зазор 2 мм. Присадочный металл: проволока 10MnSi8; защитный газ — аргон, плазмообразующий. газ — смесь 90% аргона и 10% водорода.

4.163. Нормальное одностороннее сварное соединение. 3 : 1, (1) табл. 2.4. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррито-перлитная структура (см. фото 4.11).

4.164. Переход к металлу шва (справа) при малой погонной энергии. Участок перегрева зоны термического влияния (слева) имеет структуру троостита с пластинчатым ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.165. Переход к металлу шва (справа) при большой погонной энергии. Видманштеттова структура с небольшим количеством троостита на участке перегрева зоны термического влияния (слева). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.166. Металл шва при малой погонной энергии. Бейнит с трооститом и доэвтектоидным ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.167. Металл шва при большой погонной энергии. Видманштеттова структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6. КОНТАКТНАЯ СВАРКА

4.1.6.1. Точечная сварка

В связи с высокой скоростью охлаждения при точечной сварке структуры зоны термического влияния и зоны соединения точечных сварных соединений отличаются от структур аналогичных зон соединений, выполненных дуговой сваркой. При точечной сварке сталей, чувствительных к термическому воздействию, скорость охлаждения необходимо уменьшать, выбирая соответствующим образом ток и время сварки. Сварные точки можно подвергать термической обработке и непосредственно после сварки на сварочной машине.

Место соединения имеет линзовидную форму. Структура его состоит из первичных кристаллов, строго ориентированных в направлении теплоотвода. Вторичная структура зависит от условий охлаждения, регулируемых режимом сварки.

В связи с малыми временами сварки ширина зоны термического влияния очень невелика.

Свариваемые листы часто консервируют специальным лаком или предварительно склеивают искусственными смолами. Лаки и клеи должны обладать такими свойствами, чтобы содержащийся в них углерод не переходил при сварке в сталь, так как науглероживание в зоне сварки может повести к образованию закалочных трещин. Поэтому перед использованием лаков и клеев, марки которых неизвестны, необходимы исследования структуры пробных сварных образцов.

4.1.6.1.1. Сталь StZn-A3

4.168. Вид сварного соединения. На поперечном шлифе сварной точки видна ориентированная первичная структура. 10 : 1, (9) табл. 2.4.

4.169. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррит и перлит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.170. Переход к зоне соединения. В левой части еще различим зазор между листами, перекрытый справа сварной точкой. Зона термического влияния имеет структуру мелкозернистого верхнего бейнита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.171. Сварная точка с бейнитной структурой. Виден стык направленных первичных кристаллов. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.1.2. Сталь StZb-A2 (неконсервированные листы, перед сваркой не склеивались)

4.172. Вид сварного соединения. Характерными являются направленные первичные кристаллы в сварной точке и узкая зона термического влияния.

Пора в середине шва прочность не снижает. 10 : 1, (9) табл. 2.4.

4.173. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррит и мелкие карбиды. Сталь отожжена не полностью. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.174. Зона термического влияния. Зазор между листами уже частично перекрыт. В левой части карбиды хотя и растворились в аустените, однако углерод распределился неравномерно. Это было возможно только при повышенных температурах (по мере приближения к сварной точке вправо). Углеродсодержащий аустенит превратился при охлаждении в бейнит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.175. Сварная точка. Бейнит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.1.3. Сталь StZb-A2 (перед сваркой листы склеены науглероживающим клеем ZIS-254V)

4.176. Структура такая же, как при сварке без предварительного склеивания. 10 : 1, (9) табл. 2.4.

4.177. Зона термического влияния. Преимущественно бейнитное превращение, как и при сварке без склеивания. Наряду с бейнитом наблюдается троостит (слева), образовавшийся в области перлитного превращения. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.178. Сварная точка. Бейнитная структура, как и при сварке несклеенных листов. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.1.4. Сталь StZb-A2 (перед сваркой листы консервированы науглероживающим лаком)

4.179. Трещины в сварной точке. 10 : 1, (9) табл. 2.4.

4.180. Зона термического влияния. Углерод продифундировал из лака в сталь. При охлаждении образовался растрескавшийся белый мартенсит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.181. Сварная точка. Закалочные трещины, вызванные слишком высоким содержанием углерода в стали вследствие перемешивания с консервирующим лаком. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.2. Рельефная сварка

Строение такое же, как и при точечной сварке.

4.1.6.2.1. Сталь StZb-A2

4.182. В тонком листе перед сваркой был выдавлен рельеф. 7 : 1, (9) табл. 2.4.

Структура основного металла, не подвергавшегося термическому влиянию сварки, соответствует структуре, изображенной на фото 4.173.

4.183. По краю литого ядра образовался преимущественно бейнит. Наряду с ним имеется лишь незначительное количество феррита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.184. Внутри литого ядра скорость охлаждения была несколько меньше, чем по краям. Наряду с бейнитом в этой зоне образовалось большее количество феррита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.2.2. Сварное соединение арматурной стали StA-I со сталью StA-III

4.185. Вверху расположен стержень из стали StA-III (поперечное сечение). В соединении отсутствуют заметные дефекты. Участки контакта с электродами выделяются вверху и внизу в виде зон термического влияния. 1,5 : 1, (1) табл. 2.4.

4.186. Сталь StA-I, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки: зернистая структура, состоящая из феррита и перлита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.187. Сталь StA-III. Зернистая структура, состоящая из феррита и перлита, но с более высоким содержанием перлита, чем у стали StA-I, 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.188. Зона соединения. Металл верхнего и нижнего стержней перемешался не полностью. В участках, граничащих со стержнем из стали StA-III (вверху), образовался мартенсит, а в участках рядом со стержнем из стали StA-I произошло бейнитное превращение. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.3. Стыковая сварка сопротивлением

В структуре сварного соединения отсутствует литой металл. Плоскость, в которой образуется соединение мягких углеродистых сталей, обнаруживается по обезуглероженной полоске. К ней прижимается участок с обычной структурой перегрева. Тепловложение больше, чем при точечной или рельефной сварке. Поэтому при стыковой сварке зона термического влияния шире, а скорость охлаждения меньше. Структура сварных соединений легированных сталей зависит от характера протекающих в них превращений.

4.1.6.3.1. Сталь KТ50-2

4.189. Широкая, крупнозернистая зона термического влияния. Обезуглероживание в плоскости сварки. 10 : 1, (9) табл. 2.4.

4.190. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррито-перлитная структура. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.191. Зона термического влияния. Бейнит и доэвтектоидный феррит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.192. Зона соединения. В плоскости сварки содержится большее количество феррита, чем в зоне термического влияния, и бейнитное превращение вследствие обезуглероживания протекает при более высоких температурах. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.3.2. Сталь 7CrMo9.10

4.193. Выделяется широкая зона термического влияния. Усиление, образовавшееся при осадке, обработано. 3 : 1, (9) табл. 2.4.

4.194. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: структура неполного отжига, состоящая из феррита и карбидов. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.195. Участок перегрева зоны термического влияния. Карбиды растворены. При охлаждении произошло превращение в бейнитной области. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.196. Зона соединения. В плоскости сварки образовался бейнит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.3.3. Сталь 9CrMo4.5

4.197. Зерно в зоне соединения заметно укрупнилось. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

4.198. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: структура неполного отжига, состоящая из феррита и карбидов. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.199. Зона термического влияния. Карбиды растворены. При охлаждении произошло превращение в бейнитной области. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.200. Зона соединения. В плоскости сварки образовалась грубая бейнитная структура. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.3.4. Сталь 40Cr4

4.201. Металл в плоскости сварки обезуглерожен. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.202. Основной металл в состоянии после прокатки, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррит и перлит со строчечным расположением. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.203. Зона термического влияния. Образовался мартенсит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.204. Зона соединения. Вследствие обезуглероживания превращение произошло не в мартенситной, а в бейнитной области. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.3.5. Сталь 20WCrV17.10

4.205. Широкая зона термического влияния, укрупнение зерна в плоскости сварки. 2 : 1, (9) табл. 2.4.

4.206. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: структура неполного отжига, состоящая из феррита и карбидов. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.207. Зона термического влияния. Карбиды растворены. Превращение происходило частично в бейнитной и частично в мартенситной областях. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.208. Зона соединения. Преимущественно бейнитное превращение. Кроме того, образовалось небольшое количество мартенсита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.4. Стыковая сварка оплавлением

Характер структуры близок к структуре сварных соединений, выполненных сваркой давлением без оплавления.

4.1.6.4.1. Арматурная сталь StA-I

4.209. Макроструктура сварного соединения с неудаленным гратом. Широкая зона термического влияния и обезуглероживание в плоскости сварки. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.210. Макроструктура сварного соединения с удаленным гратом. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.211. Зона соединения. Рядом с обезуглероженным металлом в плоскости сварки (середина) располагается участок перегрева с грубой структурой, состоящей из троостита и доэвтектоидного феррита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

Структура основного металла, не подвергавшегося термическому влиянию сварки, соответствует структуре на фото 4.186.

4.1.6.4.2. Цепная сталь MnK12

4.212. Благодаря особо тщательному регулированию режима сварки обезуглероживания в стыке не произошло. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.213. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. В результате процессов ликвации в неспокойных сталях образуется ярко выраженная строчечная структура. Внутри строчек феррита расположены вытянутые включения сульфидов марганца. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.214. Зона термического влияния. Строчечность структуры устраняется в результате перегрева. Укрупнение зерна незначительно. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.215. Зона соединения. Равномерная и мелкозернистая структура. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.4.3. Соединение стали CK35 со сталью 37MnSi5 после улучшения

4.216. Улучшенная структура в стыке (слева сталь 37MnSi5, справа сталь CK35). Металл в плоскости сварки слегка обезуглерожен. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.217. Улучшенная структура стали 37MnSi5. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.218. Улучшенная структура стали CK35. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.4.4. Соединение стали C60 со сталью X82WMo6.5

4.219. Справа сталь C60, слева сталь X82WMo6.5. В плоскости сварки сталь C60 обезуглерожена. Нагрев в зажимах при протекании сварочного тока вызвал образование темно протравленного участка с крупным зерном. 2 : 1, (9) табл. 2.4.

4.220. Сталь C60, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки: структура нормализации, состоящая из перлита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.221. Переход от стали C60 к стали X82WMo6.5. Сталь C60 обезуглерожена. Только по границам выросших кристаллов феррита располагаются карбиды, поскольку туда диффундировали легирующие элементы из быстрорежущей стали. Остаточный углерод стали C60 перешел в сталь X82WMo6.5 и образовал там дополнительные карбиды (ледебурит). 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.222. Сталь X82WMo6.5, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки: структура неполного отжига состоит из феррита и мелких, беспорядочно распределенных карбидов. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.5. Шовная контактная сварка

4.1.6.5.1. Шов стали StTZu с раздавленными крошками

4.223. Строение сварной точки. 5 : 1, (1) табл. 2.4.

4.224. Не подвергавшийся термическому влиянию сварки основной металл в состоянии после неполного отжига: феррит и карбиды. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.225. Переход к зоне соединения (справа). В зоне термического влияния основного металла (слева) зерно выросло незначительно. Структура состоит из перлита и доэвтектоидного феррита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.226. Зона соединения с бейнитной структурой. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.5.2. Фольгостыковой шов стали StTZu

4.227. Видно линзообразное место сварки и приваренные фольги. 5 : 1, (1) табл. 2.4.

Структура основного металла, не подвергавшегося термическому влиянию сварки, соответствует структуре, изображенной на фото 4.224.

4.228. Зона термического влияния основного металла с фольгой (вверху справа). Основной металл имеет слегка перегретую, а фольга — нормализованную структуру. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.229. Середина линзообразной сварной точки. Бейнит и доэвтектоидный феррит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.6.6. Высокочастотная индукционная сварка

Труба из стали St35u, сваренная продольным швом

4.230. Сварной шов виден наверху в виде белой * полоски. Это свидетельствует не о наличии несплавления, а о структурных превращениях в результате нагрева.

4.231. Структура шва. Стык расположен вертикально в середине. В результате теплового воздействия и деформации в стыке образовался перлит. Литая структура отсутствует. Количество перлитной составляющей уменьшается по мере удаления от шва. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.232. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррит и глобулярный цементит. Состояние неполного отжига. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.7. ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВАЯ СВАРКА

4.1.7.1. Основные положения для оценки структуры

Характер структуры сварного соединения при электроннолучевой сварке определяется весьма большими скоростями охлаждения и обычно отсутствием присадочного металла (последнее обусловлено металлургическими особенностями процесса). В связи с этим превращения протекают в менее равновесных условиях, чем при других способах сварки. Однако вызванная этим опасность образования дефектов, например холодных трещин, компенсируется тем, что размеры зоны термического влияния и зоны проплавления исключительно малы. Развивающиеся усадочные напряжения невелики, и образующиеся неравновесные структуры находятся в слабонагруженном состоянии. Например, электронным лучом можно сваривать без подогрева низколегированные стали, несмотря на то что и шве и в зоне термического влияния образуется мартенсит. В зависимости от условий нагружения в процессе эксплуатации может возникнуть необходимость в последующей термической обработке сварных соединений, которая для малогабаритных деталей, свариваемых этим способом, более рациональна, чем предварительный подогрев.

В связи с незначительным перемешиванием и небольшой усадкой электронным лучом можно сваривать без присадочного материала и разнородные металлы.

4.233. Типичная форма шва стыкового соединения несплавленной углеродистой стали, сваренного электронным лучом (без скола кромок листов, без зазора

* Исправлено при переводе (Прим. ред.)

и без присадочного металла). В верхней части шов несколько расширяется. Несмотря на сварку без присадочного металла, шов имеет усиление. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

4.234. Низколегированная сталь. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.235. Соединение сталей различных систем легирования. Сварной шов усиления не имеет, поскольку в корневой части металл провисает. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.236. Тавровое соединение аустенитной хромоникелевой стали. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

4.237. Два колеса из различных сталей, сваренные с валом одновременно. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

4.1.7.2. Сталь St38b-2

4.238. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррито-перлитная структура. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.239. Переход к зоне проплавления (справа). При охлаждении от аустенитной области металл в зоне термического влияния приобрел структуру бейнита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.240. Бейнитная структура. В середине шва виден стык фронтов кристаллизации. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.7.3. Сталь 16MnCr5

4.241. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: нормализованная структура, состоящая из феррита и перлита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.242. Начало зоны термического влияния. При охлаждении перлита, нагретого выше температуры превращения, образовался мартенсит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.243. Переход от зоны термического влияния (слева) к зоне проплавления (справа). Чисто мартенситная структура. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.7.4. Сталь 18CrNi8

4.244. Основной металл в состоянии после прокатки, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: феррит и бейнит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.245. Начало зоны термического влияния (справа сверху). Мартенситное превращение. 20 : 1, (9) табл. 2.4.

4.246. Переход от зоны термического влияния (слева) к шву (справа). В обоих участках 100% мартенсита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.247. Срединка шва. Крупночешуйчатый мартенсит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.7.5. Сталь 50CrV4

4.248. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: чисто перлитная структура после нормализации. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.249. Зона термического влияния. В связи с устойчивостью ванадия содержащих сталей против отпуска сохраняется перлитная структура. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.250. Зона термического влияния у перехода к шву (крайняя правая часть). Кратковременный перегрев даже в непосредственной близости от шва был недостаточен для растворения устойчивых карбидов ванадия. Перлитная структура. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.251. В шве карбиды растворились и при охлаждении образовался мартенсит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.7.6. Сталь St50-2

4.252. Панорамный снимок структуры от начала зоны термического влияния (сверху) до сварного шва (внизу). В начальных участках зоны термического влияния растворяются только карбиды, располагающиеся по границам зерен перлита. При охлаждении там образуется мартенсит. По мере приближения к шву растворяются все карбиды и структура становится чисто мартенситной. Мартенсит в шве имеет более грубое строение, чем в зоне термического влияния. Видна закалочная трещина. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.7.7. Соединение стали 24CrMoV5.5 со сталью 21CrMoV5.11

4.253. Слева сталь 22CrMoV5.5, справа сталь 21CrMoV5.11. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.254. Сталь 24CrMoV5.5, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки: структура, полученная после улучшающей термической обработки (отпуск при высоких температурах). 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.255. Зона термического влияния стали 24CrMoV5.5 (слева) у перехода к шву (справа). Чисто мартенситная структура в обоих участках. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.256. Зона сплавления стали 24CrMoV5.5 со сталью 21CrMoV5.11. Мартенситная структура. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.257. Зона термического влияния стали 21CrMoV5.11 (слева) у перехода к шву (справа). Мартенситная структура в обоих участках. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.258. Сталь 21CrMoV5.11, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки. Структура, полученная после улучшающей термической обработки (отпуск при высоких температурах). 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.7.8. Соединение стали X82WMo6.5 со сталью St70

4.259. Поскольку в быстрорежущей стали происходят более существенные изменения структуры, чем в стали St70, то зона ее термического влияния протравливается сильнее (слева). 10 : 1, (1) табл. 2.4.

Микроструктура без последующей термической обработки

4.260. Сталь X82WMo6.5, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки: структура неполного отжига, состоящая из феррита и вторичных карбидов. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.261. Переход от зоны термического влияния стали X82WMo6.5 (слева) к шву (справа). В светлых участках зоны термического влияния карбиды растворились. Тетрагональный мартенсит, образовавшийся при охлаждении, не протравлен. Микротвердость этого участка составляет 1000—1150 кгс/мм². Кроме мартенсита, в этой зоне содержатся вновь выделившиеся первичные карбиды (серые, слабо протравленные). 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.262. Сварной шов (перемешивание стали X82WMo6.5 со сталью St70). Тетрагональный мартенсит по границам зерен, кубический мартенсит внутри кристаллитов. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.263. Переход от шва (слева) к зоне термического влияния стали St70 (справа). В стали St70 также образовался мартенсит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.264. То же, что и на фото 4.263, но при более быстром травлении. Более отчетливо выделяется мартенсит в зоне термического влияния стали St70, но металл шва не протравлен. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.265. Сталь St70, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки. Структура состоит из перлита и небольшого количества феррита. Сталь была подвержена нормализации. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

Микроструктура после неполного отжига (2 ч при 800—830° С, охлаждение с печью)

4.266. Переход от зоны термического влияния (слева) к шву (справа). Структура неполного отжига, состоящая из феррита и карбидов. В зоне термического влияния быстрорежущей стали располагаются первичные особые карбиды (ср. с фото 4.261). 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.267. Шов отожженного сварного соединения. Неравномерная структура отпуска. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.268. Переход от шва (слева) к стали St70 (справа) после отжига. Зона термического влияния стали St70 нормализована. Из узкого участка углерод перешел в легированный металл шва. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.8. СВАРКА ТРЕНИЕМ

В процессе сварки трением жидкая фаза обычно не образуется. Поэтому этот способ сварки часто служит для соединения разнородных металлов. В связи с кратковременностью нагрева диффузия незначительна. Термическое влияние на структуру металла свариваемых деталей невелико. В большинстве случаев деформирование в горячем состоянии при сварке ведет к измельчению зерна.

4.1.8.1. Соединение стали St34u со сталью МК3А1

4.269. Отчетливо заметна деформация, развивавшаяся при сварке. Вверху расположена заготовка из стали St34u с ярко выраженными зонами ликвации, внизу — заготовка из стали МК3А1, предназначенной для холодного прессования. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.270. Сталь St34u (в состоянии после проката): феррит и перлит со строчечным расположением, вытянутые неметаллические включения. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.271. Сталь МК3А1 в нормализованном состоянии: феррит и небольшое количество перлита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.272. Зона соединения. Структура более мелкозернистая, чем у свариваемых металлов в исходном состоянии. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.1.8.2. Соединение стали C60 со сталью X82WMo6.5

4.273. Макроструктура сталей C60 (слева) и стали X82WMo6.5 (справа). 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.274. Нормализованная структура стали C60: перлит и небольшое количество феррита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.275. Структура неполного отжига стали X82WMo6.5: феррит и вторичные карбиды. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.276. Зона соединения. Карбиды в быстрорежущей стали (слева) не растворились, не образовались также и первичные карбиды. Таким образом, быстрорежущая сталь сохранила свои свойства. Измельченная структура стали C60 состоит из троостита с небольшим количеством феррита. Образование перемещающихся полос стали C60 и X82WMo6.5 свидетельствует о хорошем взаимном пропикновении свариваемых металлов. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

4.2. ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

4.2.1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРУКТУРЫ

Важнейшими легирующими элементами высоколегированных сталей являются хром, никель и марганец.

Марганец и никель снижают температуру γ — α -превращения, вследствие чего при относительно больших их содержаниях в сталях аустенитная структура стабильна при нормальных (комнатных) температурах. В соответствии с диаграммой

состояния [4.7] для этого необходимо содержание марганца около 30%. Поскольку углерод также является элементом, стабилизирующим аустенит, то можно снижать содержание марганца за счет добавок углерода. Таким образом, получают аустенитную марганцевую сталь 120Mn50, содержащую 12—15% марганца и 1,0—1,4% углерода, которая после охлаждения от температур выше 1000° С имеет аустенитную структуру. Она отличается высокой стойкостью к ударным нагрузкам. Поэтому сплавы такого типа применяют при наплавке * (см. раздел 7.2.6.2).

Если марганцевая сталь охлаждается медленно, то превращение происходит в мартенситной области. Вследствие этого при сварке могут образовываться трещины. Способом их предотвращения является принудительное охлаждение отдельных слоев шва от температуры красного каления или сварка листов с охлаждением водой с обратной стороны. Тепловая мощность, вводимая в металл, должна быть невелика (короткие валики, небольшой сварочный ток). Естественно, что такие стали нельзя соединять газовой сваркой.

В случаях, когда необходимо получить аустенитную структуру при комнатных температурах путем легирования никелем, содержание его при обычных условиях охлаждения должно быть равно примерно 35% [4.8; 4.9]. Такие железоникелевые сплавы имеют особо низкий коэффициент теплового расширения, мало зависящий от температуры. В сварочной технике эти сплавы имеют второстепенное значение. Бóльшее значение имеют сплавы, легированные хромом и никелем.

Хром сужает область устойчивости аустенита. В соответствии с диаграммой, приведенной на рис. 4.277, возможны три типа хромистых сталей, отличающихся структурой:

- сплавы с γ — α -превращением, называемые хромистыми сталями с перлитной, вплоть до мартенситной структурой;
- сплавы с частичным γ — α -превращением, называемые полуперлитными сталями;
- сплавы без γ — α -превращения, называемые ферритными хромистыми сталями.

Повышение концентраций углерода смещает область превращений в сторону более высоких содержаний хрома. При содержании хрома более 12% сталь становится устойчивой к воздействию коррозионных сред.

Ферритные хромистые стали склонны при сварке к сильному росту зерна в зоне термического влияния. В результате резко снижается их пластичность. При содержании хрома от 18 до 20% сварка или нагрев в интервале температур от 500 до 900° С могут, кроме того, вызвать выделение хрупкого интерметаллического соединения хрома с железом, так называемой σ -фазы Fe_3C (рис. 4.277).

Лучшие свойства имеют аустенитные стали, содержащие как хром, так и никель. Они не склонны к росту зерна при сварке, а σ -фаза в связи с меньшими скоростями диффузии образуется в аустените значительно медленнее, чем в феррите.

Структура прокатанной стали с 0,1% С после охлаждения до комнатной температуры в зависимости от содержания хрома и никеля показана на рис. 4.278. Аустенитную структуру сталь приобретает в том случае, когда содержание в ней

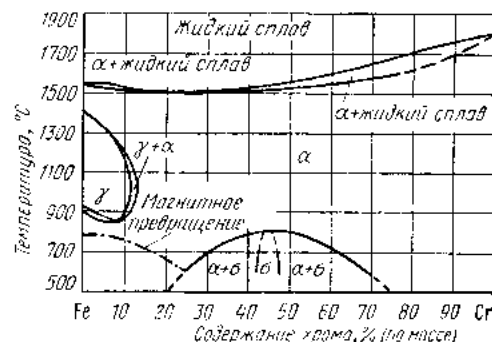


Рис. 4.277. Диаграмма состояния железо—хром [4.8]

* Исправлено при переводе. (Прим. ред.)

хрома и никеля составляет соответственно не менее 18 и 8%. При нагреве таких сталей до температур выше 1000°С они приобретают двухфазную структуру, соответствующую $\alpha + \gamma$ (точнее $\delta + \gamma$)-области (рис. 4.279). Если эти стали затем быстро охладить, то в зависимости от максимальной температуры нагрева в их структуре образуется различное количество переохлажденного δ -феррита. Таким образом, при сварке вольфрамовым электродом в аргоне или при электронно-лучевой сварке без присадочного металла в шве сталей, имеющих обычно аустенитную структуру, может появиться ферритная составляющая. Это наблюдается главным образом тогда, когда стали содержат дополнительно кремний, молибден, титан и другие элементы, которые так же, как и хром, стабилизируют δ -феррит. Напротив, марганец и азот оказывают такое же аустенитизирующее влияние на структуру, как и никель.

При охлаждении до низких температур в сталях со структурой метастабильного аусте-

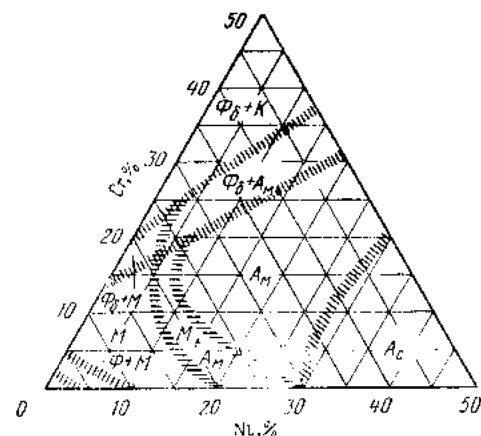


Рис. 4.278. Структура закаленной прокатанной стали с 0,1% С в зависимости от содержания хрома и никеля [4.8].

A_m — метастабильный аустенит; A_c — стабильный аустенит; Φ — феррит; Φ_δ — дельта-феррит; K — карбид; M — мартенсит

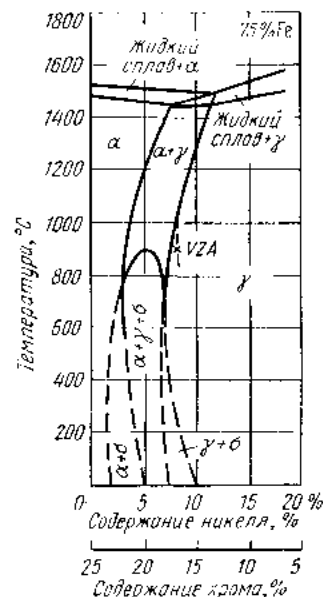


Рис. 4.279. Диаграмма состояния железо-хром-никель. Политермический разрез при содержании железа, равном 75% [4.8]

ита может протекать еще и мартенситное превращение, ускоренное холодным деформированием.

При неблагоприятных условиях высокая кислотостойкость ферритных и аустенитных сталей с большим содержанием хрома может быть утрачена. В этих случаях агрессивная среда воздействует только вдоль границ зерен, причем в результате таких процессов, протекающих в сравнительно небольших объемах, сварные конструкции могут быть приведены в негодное состояние в течение короткого времени.

К такой межкристаллитной коррозии ферритные и полферритные хромистые стали склонны в тех случаях, когда они быстро охлаждаются с температур выше 950°С, а аустенитные хромоникелевые стали — после воздействия на них в течение определенного времени температур в интервале от 450 до 850°С. Такого рода термические процессы происходят в зоне термического влияния при сварке.

Склонность к межкристаллитной коррозии связана с выделением субмикроскопических карбидов хрома по границам зерен. При этом происходит местное обеднение зерен твердого раствора хромом, причем концентрация последнего может стать ниже предела, обеспечивающего коррозионную стойкость.

Известны три пути предотвращения этого явления при сварке:

- 1) применение сталей с содержанием углерода менее 0,02%;
- 2) термическая обработка. Ферритные стали отжигают после сварки при температуре 700—850°С с последующим любым режимом охлаждения. В связи с большой диффузионной подвижностью хрома в о. ц. к. решетке феррита достаточное его количество диффундирует из внутренних областей зерен твердого раствора в обедненные хромом пограничные слои, вследствие чего в этих слоях коррозионная стойкость восстанавливается. Сварные соединения аустенитных сталей отжигают в течение 20—10 мин при 1050—1100°С и охлаждают в воде. При этом карбиды растворяются и концентрация хрома выравнивается. Для диффузии хрома из внутренних областей зерна у аустенитных сталей необходимо более длительное время, чем у ферритных сталей. Многочасовой отжиг при более

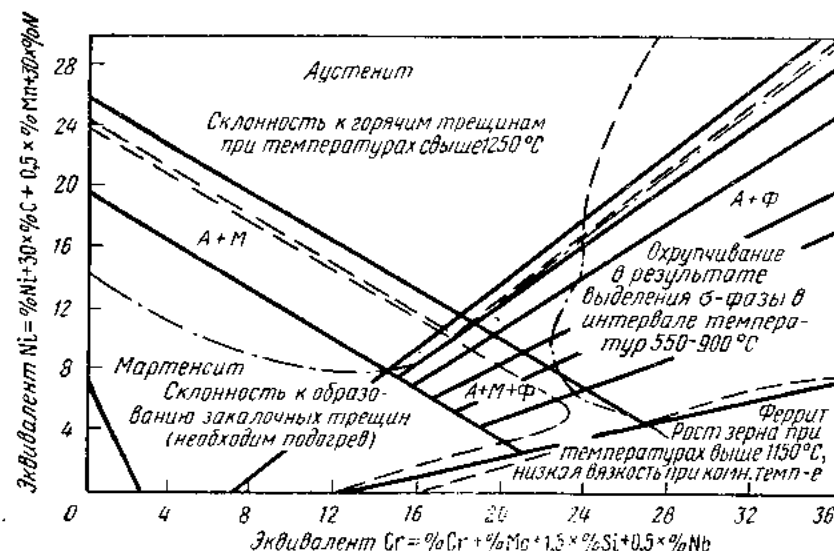


Рис. 4.280. Структурная диаграмма сталей, легированных хромом и никелем [4.11]

низких температурах тоже может повысить стойкость против межкристаллитной коррозии. Однако сталь при этом может охрупчиваться;

- 3) химическое связывание углерода, содержащегося в сталях, в стабильные карбиды путем их легирования избыточными количествами титана, ниобия или тантала.

Последний путь является наиболее экономичным. У ферритных хромистых сталей, содержащих не более 0,10% С, концентрация стабилизирующих элементов должна быть не менее 7×% С для титана, 8×% С для ниобия и 16×% С для тантала. У аустенитных хромоникелевых сталей, содержащих ≤0,10% С, концентрация стабилизирующих элементов должна превышать 5×% С для титана, 8×% С для ниобия и 16×% С для тантала.

В особо неблагоприятных условиях сварка может вызвать склонность к межкристаллитной коррозии также и сталей, стабилизированных титаном, ниобием или танталом. Это происходит тогда, когда участок перегрева зоны термического влияния, расположенный непосредственно рядом со швом и в котором тоже растворяются карбиды стабилизирующих элементов, охлаждается настолько быстро, что времени для нового образования карбидов TiC, NbC или TaC не хватает. Углерод остается растворенным в решетке. При повторном нагреве этого участка до температур в интервале 450—600°С вследствие различной температурной зависимости химического сродства углерода к хрому, с одной стороны,

и к титану, ниобию или танталу — с другой, образуются карбиды не стабилизирующих элементов, а карбиды хрома. На участке, прилегающем к шву, сталь приобретает склонность к межкристаллитной коррозии. В связи с очень малой шириной этого участка такой вид коррозии плазмой не пожелает.

О характере структуры сварного шва в зависимости от содержания в нем хрома и никеля дает представление диаграмма Шеффлера [4.10; 4.11] (рис. 4.280). В соответствии с этой диаграммой существуют четыре области легирования, соответствующие неудовлетворительным свойствам металла шва:

- ферритный металл шва с высоким содержанием хрома, имеющий низкую вязкость в связи с крупным зерном;
- мартенситный или мартенситсодержащий металл шва, склонный к образованию закалочных трещин;
- ферритный, аустенито-ферритный или аустенитный металл шва с высоким содержанием хрома, охрупчивающийся вследствие выделения δ-фазы Fe_3C ;
- чисто аустенитный металл шва, склонный к образованию кристаллизационных трещин.

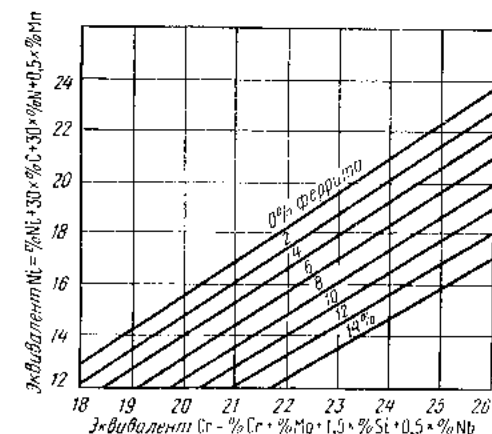


Рис. 4.281. Диаграмма для определения содержания феррита в аустенитном металле шва

влияние еще ряда элементов. Полученные ими данные согласуются редко, поскольку не всегда могут быть воспроизведены одинаковые условия опытов. Диаграмма, построенная Шеффлером, действительна только для условий ручной дуговой сварки. При сварке в аргоне вольфрамовым или плавящимся электродом диаграмма пригодна для приближенных оценок, а при сварке под флюсом, при электрошлаковой сварке и при контактной сварке может служить лишь как грубо ориентировочная.

Для металлографии важно определение содержания феррита в аустенитном металле шва. При содержании его менее 1% могут образовываться горячие трещины, а более высокое содержание феррита, превышающее 10%, может вызвать охрупчивание вследствие образования δ-фазы. Поэтому для оценки присадочных материалов часто определяют содержание феррита в металле шва. Наиболее достоверные результаты дают приборы для магнитного анализа. Металлографический анализ неточен вследствие анизотропии структуры металла шва. Содержание феррита можно определить и по диаграмме Шеффлера. Для этой цели лучше всего пользоваться частью этой диаграммы (рис. 4.281), построенной по данным DeLong, Ostrom и Szumachowski (Делонга, Острома и Чумаховского).

Другое важное применение диаграммы Шеффлера заключается в прогнозировании структуры металла шва и его свойств при сварке легированных сталей присадочными материалами с иной концентрацией легирующих элементов и при наплавке хромоникелевыми присадочными материалами. В этих случаях металл шва имеет структуру, соответствующую линии, соединяющей точки эквивалентов хрома и никеля в основном и присадочном металлах. Если известны доли участия основного и присадочного металлов в шве, а перемешивание в сварочной

ванне протекает полностью, то свойства металла шва можно определять непосредственно по диаграмме Шеффлера. Наоборот, можно выбирать присадочные материалы, которые, смешиваясь с основным металлом, обеспечивают получение металла сварных швов с определенной структурой и желаемыми свойствами. Так, например, при наплавке конструкционной стали присадочным металлом, содержащим примерно 18% Cr и 9% Ni, в первом слое вследствие перемешивания образуется мартенсит. В этом случае следует применять присадочный металл с более высоким содержанием легирующих элементов, например с 24% Cr и 12% Ni. Тогда сварной шов будет иметь желаемую структуру, состоящую из аустенита и нескольких процентов δ-феррита, в сочетании с наиболее благоприятными свойствами. Аналогичные примеры могут быть приведены и для сварки.

Другая возможность предотвращения нежелательных структур, образующихся в результате перемешивания, заключается в сварке с малой глубиной проплавления. Для этого в зависимости от типа соединения следует выбирать наиболее рациональный способ сварки.

4.2.2. ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ

4.2.2.1. Полуферритная хромистая сталь X10Cr13

Толщина листов 12 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл: электроды Kб/Cr13 диаметром 3,25 мм или Ti/CrNiNb9.9 диаметром 4 мм.

Способ сварки: ручная дуговая с подогревом до 250—300° С без последующей термической обработки.

4.282. Вид шва. Отчетливо видны металл шва и зона термического влияния. 1 : 1, (I) табл. 2.4.

4.283. Основной металл X10Cr13: строчечный феррит и перлит. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.284. Переход к металлу шва при сварке электродами Kб/Cr13 (справа). В участках зоны термического влияния стали X10Cr13 (слева), претерпевших превращения, образовался мартенсит. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.285. Металл шва (электроды Kб/Cr13): феррит и мартенсит. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.286. Переход к металлу шва при сварке электродами Ti/CrNiNb9.9 (справа). Зона термического влияния основного металла (слева) имеет структуру, состоящую из мартенсита и феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.287. Металл шва (электроды Ti/CrNiNb9.9). Аустенитная структура с содержанием ~3% феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.2.2.2. Ферритная хромистая сталь X10CrAl24

Толщина листов 4 мм. Подготовка кромок: без скоса, зазор 4 мм. Присадочный металл: проволока X8Cr30; X12CrNi25.4; X12CrNi22.12 диаметром 1,2 мм. Сварка плавящимся электродом в смеси аргона с 20% углекислого газа без предварительного подогрева и последующей термической обработки.

4.288. Основной металл X10CrAl24: феррит с полосчатыми выделениями карбидов. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.289. Переход к металлу шва при сварке проволокой X8Cr30 (справа вверх). В зоне термического влияния основного металла (слева внизу) сильно увеличился размер зерна. Внутри зерен располагаются карбиды. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.290. Металл шва (проволока X8Cr30). Крупнозернистая структура, состоящая из феррита с карбидами. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.291. Переход к металлу шва при сварке проволокой X12CrNi25.4 (справа). В результате перемешивания с основным металлом в металл шва перешло столь большое количество хрома, что структура его стала чисто ферритной. В зоне термического влияния основного металла (слева) сильно увеличился размер зерна. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.292. Металл в середине шва при сварке проволокой X12CrNi25.4: феррит (серая матрица), аустенит (светлые иглы) и карбиды (черные частицы). 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.293. Переход к металлу шва при сварке проволокой X12CrNi22.12 (справа): феррит и примерно 20% аустенита. В зоне термического влияния основного металла (слева) происходит характерный рост зерна. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.294. Металл в середине шва при сварке проволокой X12CrNi22.12: примерно одинаковые количества феррита и аустенита с единичными карбидами. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.2.3. АУСТЕНИТНЫЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

4.2.3.1. Основной металл

4.295. Катаная сталь с чисто аустенитной полиэдрической структурой. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.296. Катаная сталь с незначительной долей феррита (темные строчки) в полиэдрическом аустените. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.297. Катаная сталь с более высокой долей феррита в полиэдрическом аустените. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.298. Литая сталь: крупнозернистая аустенитная структура с выделениями карбидов преимущественно в вершинах зерен. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.299. Литая сталь — аустенит (белый) с содержанием ~ 20% феррита (серый) и выделяющаяся вследствие медленного охлаждения σ -фаза Fe_3C (черная). 100 : 1, (18) табл. 2.4.

4.2.3.2. Зона сплавления

4.300. Основной металл — сталь X20CrNiSi25.20, присадочный металл — проволока X12 CrNi26.20.

Чисто аустенитная структура в зоне термического влияния и в шве. Границы зерен на обоих участках сплошь покрыты карбидами (хорошая травимость). Существует опасность образования трещин по границам зерен. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.301. Основной металл — X12CrNiMoVNb16.13, присадочный металл — проволока X8CrNiCo16.13. Чисто аустенитная структура в зоне термического влияния и в шве. Некоторые границы зерен металла шва утолщены вследствие выделения карбидов. Существует опасность образования трещин. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.302. Основной металл — X8CrNiTi18.10, присадочный металл — проволока X8CrNiNb16.13. Сталь содержит небольшое количество δ -феррита в аустените. В зоне сплавления вследствие перемешивания образовалось небольшое количество δ -феррита в аустенитном металле шва. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.303. Основной металл — X8CrNiTi18.10, присадочный металл — проволока X5CrNiNb20.10. Структура зоны термического влияния основного металла осталась аустенитной. Структура металла шва состоит из аустенита и ~5% δ -феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.304. Основной металл — X8CrNiMoTi18.11, присадочный металл — проволока X5CrNiNb20.10. Полиэдрическая аустенитная структура с небольшим количеством δ -феррита в зоне термического влияния основного металла. Аустенит с содержанием ~8% феррита в металле шва. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.305. Основной металл — сталь X10CrNi18.9, присадочный металл — проволока X5CrNiNb20.10. Межкристаллитная коррозия в зоне термического влияния в результате воздействия кипящего раствора сернокислой меди в серной кислоте (см. разд. 9.7). 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.306. Сталь S42, плакированная сталью X18CrNiTi18.10. Присадочным металлом для сварки плакирующего слоя служила проволока X8CrNiNb19.9. После сварки производили отжиг при 540° С в течение 24 ч.

Ножевая коррозия на участке растворения карбидов в аустенитной стали, вызванная воздействием кипящего раствора сернокислой меди в серной кислоте (см. разд. 9.7) 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.307. Основной металл — GS-X12CrNiTi18.9, присадочный металл — проволока X5CrNiNb20. Нижняя часть многослойного сварного соединения, выполненного плавящимся электродом в аргоне. Микроскопическая пограничная трещина, вызванная выделением карбидов по границам зерен крупнозернистой литой стали. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.308. Присадочный и основной металл те же, что и на предыдущей фотографии. Начало межкристаллитной микротрещины в чисто аустенитном металле шва на границе зерна стали GS-X12CrNiTi18.9, покрытой карбидами. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.2.3.3. Металл шва

4.309. Ручная дуговая сварка электродами Ti/CrNi25.20. Аустенитная ячеистая структура. На темнопотравленных границах зерен располагаются мелкие карбидные выделения (опасность образования кристаллизационных трещин). 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.310. Сварка вольфрамовым электродом в аргоне с присадочной проволокой X8CrNiCo16.13. Аустенитная ячеистая структура. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.311. Металл шва — сталь X12CrNiTi18.9 при сварке вольфрамовым электродом в аргоне без присадочного металла. В результате выгорания титана эквивалент хрома стал недостаточным для образования феррита. В чисто аустенитном металле шва располагается межкристаллитная трещина. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.312. Ручная дуговая сварка электродами Ti/CrNi25.20. Межкристаллитные трещины в аустенитной структуре. 30 : 1, (16) табл. 2.4.

4.313. Ручная дуговая сварка электродами Ti/CrNi25.20. Карбиды по границам зерен в месте зарождения межкристаллитной микротрещины. 1000 : 1, (16) табл. 2.4.

4.314. Электронная микрофотография реплики карбидов на границе зерна в склонном к кристаллизационным трещинам аустенитном металле шва, сваренном электродами Ti/CrNi25.20. 6000 : 1.

4.315. Ручная дуговая сварка электродами Ti/CrNiNb23.12. Аустенит с содержанием ~5% δ -феррита. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.316. То же, что и на предыдущем фото, но при большем увеличении. 500 : 1, (16) табл. 2.4.

4.317. Ручная дуговая сварка электродами Ti/CrNiNb19.9. Аустенит с содержанием ~10% δ -феррита. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.318. То же, что и на предыдущем фото, но при большем увеличении. 500 : 1, (16) табл. 2.4.

4.319. Ручная дуговая сварка электродами Ti/CrNi25.4. Примерно 50% аустенита (светлые иглы) и 50% феррита (матрица). 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.320. Электрошлаковая сварка проволокой X5CrNi19.9. Отжиг при 700° С, в течение 4 ч. Карбидные выделения на границах δ -феррита, внутри небольшое количество σ -фазы (черная). 1000 : 1, (16) табл. 2.4.

4.321. Электронная микрофотография шва, показанного на предыдущем рисунке.

На участке выделения карбидов вследствие местного обеднения хромом феррит превратился в аустенит (матрица). 3000 : 1, (16) табл. 2.4.

4.322. Ручная дуговая сварка электродами Ti/CrNi19.9. Отжиг при 700° С в течение 4 ч. Идентифицирующее травление показывает, что из феррита металла шва образовалась σ -фаза. 200 : 1, (5) табл. 2.5.

4.323. Электронная микрофотография ферритного зерна, превратившегося в σ -фазу и аустенит (см. фото 4.322). Трещиноватая раздробленная структура травления, характерная для σ -фазы. 3000 : 1, (16) табл. 2.4.

4.2.3.4. Макроструктура

4.324. Сталь X8CrNiTi18.10, ручная дуговая сварка. Корень шва удален и подварен. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.325. Сталь GS-12CrNiTi18.9 (слева) и X10CrNi18.9 (справа), ручная дуговая сварка. Соединение трубы с литым штуцером. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.326. Сталь X8CrNiMoTi18.11 (двусторонняя сварка под флюсом). 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.327. Сталь X18CrNiMoTi18.11. Многослойный шов при сварке под флюсом с подваренным корнем. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.328. Сталь X10CrNiMoTi18.10 (электрошлаковая сварка). Сечение поперек шва.

Направленные кристаллы шва имеют очень большие размеры 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.329. Сталь X10CrNiMoTi18.10 (электрошлаковая сварка). Сечение вдоль шва.

Крупные, направленные кристаллы металла шва. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.330. Сталь X8CrNiTi18.10, труба 13 × 2,5 мм (сварка вольфрамовым электродом в аргоне без присадочного металла). 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.331. Сталь X8CrNiTi18.10, труба 57 × 3 мм (сварка вольфрамовым электродом в аргоне с присадочным металлом). 3 : 1, (1) табл. 2.4.

4.332. Сталь X3CrNiTi18.10 (однопроходная сварка плавящимся электродом в аргоне). 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.333. Сталь X3CrNi18.10 (двухслойная сварка плавящимся электродом в аргоне). 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.2.4. СОЕДИНЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С ФЕРРИТНЫМИ

4.2.4.1. Примеры сварных соединений

Сталь Mb16 со сталью X8CrNiTi18.10

Толщина листов 25 мм. Присадочный металл: электроды TiCrNiNb19.9. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Ручная дуговая сварка.

4.334. Вид шва. Mb16 (слева), X8CrNiTi18.10 (справа). 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.335. Переход от стали Mb16 (слева) к металлу шва (справа). Структура металла шва состоит из аустенита без δ-феррита. У границы сплавления со сталью Mb16 располагается кайма мартенсита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.336. В потоках хвостовой части сварочной ванны перемешивание с основным металлом особенно велико. Отчетливо видно образование мартенсита. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.337. Переход от стали X8CrNiTi18.10 (слева) к металлу шва (справа). На этом участке металл шва имеет структуру аустенита с содержанием ~10% δ-феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

Сталь St35b со сталью X8CrNiTi18.10

Присадочный металл — проволока X5CrNiMoNb19.11 (непригоден) или X5CrNiNb25.13 (более пригоден).

Труба 57 × 3 мм. Сварка вольфрамовым электродом в аргоне.

Последовательность сварки:

1) наплавка кромок трубы из стали St35 при небольшом перемешивании основного и присадочного металла;

2) сварка наплавленного слоя с кромками трубы из стали X8CrNiTi18.10.

4.338. Вид шва сталей X8CrNiTi18.10 (слева) и St35b (справа) с наплавленным слоем. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.339. Переход от стали St35b (справа) к металлу наплавленного слоя; присадочный металл — X5CrNiMoNb19.11. В результате перемешивания с основ-

ным металлом структура наплавленного слоя состоит из аустенита и мартенсита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.340. Металл сварного шва. Структура состоит из аустенита с содержанием ~10% δ-феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.341. Переход от стали St35b к металлу наплавленного слоя, присадочный металл — X5CrNiNb25.13. Только непосредственно в зоне сплавления со стороны стали St35b в результате перемешивания образовался мартенсит с микротвердостью до 600 кгс/мм². Остальной металл наплавленного слоя имеет структуру, состоящую из аустенита и феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

Сталь 22CrMoV12.1 со сталью X10CrNiWTi15.35 (XH35BT по ГОСТ 5632—72)

Толщина листов 12 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл — электроды X8CrNiMo15.25.6 (электроды ЭЛ-3М6 по ГОСТ 10052—62).

Ручная дуговая сварка по следующей технологии: подогрев листа из стали X22CrMoV2.1 до 350°С, наплавка на его кромку переходного слоя (5 слоев) электродами X8CrNiMo15.25.6, отжиг при 700°С в течение 2 ч с последующим охлаждением на воздухе, механическая обработка кромок и собственно сварка.

Перед сваркой листы стали 22CrMoV12.1 отжигали 2 ч при 1050°С, закаливали в масле, затем отжигали 2 ч при 730°С и охлаждали на воздухе. Сталь X10CrNiWTi15.35 отжигали 2 ч при 1100°С, закаливали в воде, затем отжигали 25 ч при 700°С и охлаждали на воздухе.

4.342. Вид шва. Сталь X22CrMoV12.1 (слева), сталь X10CrNiWTi15.35 (справа). Наплавленный слой хромистой стали хорошо отличается от основного шва. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.343. Переход от стали X22CrMoV12.1 (слева) к металлу шва. Мартенсит и δ-феррит в зоне термического влияния стали, аустенит в металле шва (микротвердость 340 кгс/мм²). 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.344. То же, что и на предыдущем фото. Участок с крупным ферритным зерном в зоне термического влияния стали X22CrMoV12.1 (слева). 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.345. Переход от металла шва (слева) к стали X10CrNiWTi15.35. Аустенитная ячеистая структура металла шва. Аустенитная зернистая структура в зоне термического влияния основного металла. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

Электроннолучевая сварка без присадочного металла стали St38b-2 со сталью X8CrNiMoTi18.11

4.346. Сталь St38b-2, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки: феррит и перлит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.347. Переход к шву (справа, неперотравлена). В результате специфического для электроннолучевой сварки быстрого охлаждения в зоне термического влияния стали St38b-2 (слева) образовался бейнит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.348. Сварной шов: аустенит и мартенсит. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.349. Переход от шва слева к стали X8CrNiMoTi18.11. В шве содержится мартенсит. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.350. Сталь X8CrNiMoTi18.11, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки: полиадритические зерна аустенита и зерна феррита, расположенные внутри строчек. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

Приварка в углекислом газе стержня из стали 10MnSi8 к листу из стали X15CrNiSi20.13

4.351. Вид сварного соединения. Стержень надежно сплавился с листом. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

4.352. Сварной шов. В результате перемешивания сталей различных систем легирования образовалась структура, состоящая из мартенсита и аустенита с трещинами по границам зерен. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.2.4.2. Структуры перемешанного металла швов с различными эквивалентами хрома и никеля

- 4.353. Эквивалент хрома 15, эквивалент никеля 9. Аустенит и мартенсит. 200 : 1, (16) табл. 2.4.
- 4.354. Эквивалент хрома 0,5, эквивалент никеля 3,5. Феррит и мартенсит. 200 : 1, (16) табл. 2.4.
- 4.355. Эквивалент хрома 13, эквивалент никеля 3. Мартенсит и феррит. 200 : 1, (16) табл. 2.4.
- 4.356. Эквивалент хрома 22, эквивалент никеля 6. Аустенит, мартенсит и феррит. 200 : 1, (16) табл. 2.4.
- 4.357. Эквивалент хрома 18, эквивалент никеля 8. Аустенит, мартенсит и феррит. 200 : 1, (16) табл. 2.4.
- 4.358. То же, что и на предыдущем фото, но при большем увеличении. 500 : 1, (16) табл. 2.4.
- 4.359. Эквивалент хрома 8, эквивалент никеля 6. Мартенсит с закалочными трещинами. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.2.5. ПЛАКИРОВАННЫЕ СТАЛИ

4.2.5.1. Ручная дуговая сварка

Металл основного листа — котельная сталь Мб13 толщиной 21 мм. Металл плакирующего листа — X18CrNiTi18.10 толщиной 4 мм. Присадочные металлы: электроды Kб1X/Xs и Ti/CrNiNb19.9.

Сварка без предварительного местного удаления плакирующего слоя

Подготовка кромок: Y-образная, без зазора, разделка кромок со стороны котельной стали.

Последовательность сварки: сварка котельной стали (электроды Kб1X/Xs), удаление (вырубка) металла со стороны плакирующего листа, сварка плакирующих листов (корень шва — электродами диаметром 2,5 мм, второй слой — электродами диаметром 3,25 мм).

4.360. Вид сварного соединения. Корень шва удален (подрублен) на достаточную глубину, в результате чего достигнута глубина провара высоколегированными электродами, не меньшая, чем толщина плакирующего слоя. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.361. Переход от котельной стали (слева) к металлу шва, сваренному электродами Kб1X/Xs (справа). Зона термического влияния стали Мб13 имеет здесь (в среднем участке) мелкозернистую перекристаллизованную структуру, металл шва имеет бейнитную структуру с доэвтектоидным ферритом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

4.362. Переход от плакирующего листа (слева) к металлу второго слоя шва при сварке электродами Ti/CrNiNb19.9 (справа). В зоне термического влияния плакирующего листа — аустенитная зернистая структура с небольшим количеством строчечного феррита; металл шва имеет аустенитную ячеистую структуру с содержанием ~8% δ-феррита. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.363. Переход от металла шва, наплавленного электродами Kб1X/Xs (слева), к металлу шва, наплавленного электродами Ti/CrNiNb19.9 (справа). Структура состоит из аустенита и мартенсита в зоне перемешивания. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.364. Переход от плакирующего слоя (слева сверху) к котельной стали (слева снизу) и металлу шва (справа). В результате перемешивания металл шва в этом месте имеет структуру, состоящую из мартенсита и аустенита. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

4.365. Второй слой металла шва, сваренного электродами Ti/CrNiNb19.9. Структура аустенита с содержанием ~8% δ-феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

Сварка с местным предварительным удалением плакирующего металла

Подготовка кромок Y-образная, без зазора, раскрытие кромок со стороны котельной стали, плакирующий слой удален (подрублен) в стыке на ширине 10 мм.

Последовательность сварки: сварка котельной стали электродами Kб1X/Xs, удаление (подрубка) корня шва со стороны плакирующего листа, заварка вырубленной части корня шва электродами Ti/CrNiNb19.9 диаметром 2,5 мм, заполнение разделки со стороны плакирующего листа электродами Ti/CrNiNb19.9 (первый слой — электродами диаметром 2,5 мм, второй слой — электродами диаметром 3,25 мм).

4.366. Вид сварного соединения. Высоколегированный металл шва протравлен темнее. Толщина его больше толщины плакирующего листа. 1:1, (1) табл. 2.4.

Микроструктуры сварных соединений плакированных листов соответствуют микроструктурам в примерах, приведенных ранее. Благодаря заполнению вырубленной части корня шва основными листов высоколегированными электродами гарантируется отсутствие мартенсита в металле шва плакирующих листов.

4.2.5.2. Сварка под флюсом

Металл основного листа — сталь Мб16 толщиной 12 мм. Металл плакирующего листа — сталь X8CrNiTi18.10. Присадочный металл — проволока 10Mn4 с флюсом Pie18UP для заполнения разделки в стыке основных листов; проволока 10MnSi6 для сварки корня шва в углекислом газе; проволока X5CrNiNb25.13 с флюсом SPO-375 для сварки стыка плакирующих листов. Подготовка кромок Y-образная, разделка кромок со стороны листов.

Последовательность сварки: наложение подварочного корневого шва в углекислом газе со стороны основных листов, однопроводная сварка под флюсом плакирующих листов проволокой X5CrNiNb25.13, сварка под флюсом стыка основных листов.

4.367. Вид сварного соединения. Пора в металле шва основных листов не ухудшает свойств соединения. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

4.368. Металл шва со стороны плакирующего слоя. Благодаря высокому содержанию легирующих элементов в проволоке X5CrNiNb25.13 при перемешивании наплавленного металла с металлом основных листов мартенсит не образовался. Структура состоит из аустенита с содержанием ~6% δ-феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.369. Переход от плакирующего слоя (справа) к металлу шва (слева). Аустенит, строчечный феррит и карбиды в плакирующем слое.

Аустенит с содержанием ~12% феррита в металле шва. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.370. Переход от металла корня шва, выполненного в углекислом газе (слева), к высоколегированному металлу шва плакирующего слоя, выполненного под флюсом (справа). Образовалась только узкая оторочка из мартенсита и аустенита непосредственно рядом с металлом корня шва. Остальной высоколегированный металл шва имеет структуру, состоящую из аустенита и феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.371. Переход от плакирующего слоя (слева сверху) к высоколегированному металлу шва (справа сверху) и к основному листу (снизу). Слабо протравленная, аустенитная полиадритическая структура плакирующего слоя, аустенито-ферритная ячеистая структура металла шва, крупнозернистый феррит в стали Мб16. Мартенсит отсутствует. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

4.372. То же, что и на предыдущем рисунке. В этом месте в результате растворения металла основного листа при сварке образовалась полоса с мартенситной структурой в высоколегированном металле шва. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

Структура сварного шва основного листа, выполненного под флюсом, соответствует структуре сварного соединения, описанного в разделе 4.1.3.1.

5. СТРУКТУРА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЧУГУНА

5.1. ЧУГУН С ПЛАСТИНЧАТЫМ ГРАФИТОМ

5.1.1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРУКТУРЫ

Выделение углерода в чугуне в виде структурно свободного графита достигается при содержании кремния более 1,8% и медленном охлаждении. Сера способствует образованию соединения углерода с железом Fe_3C (отбеливание, структура состоит из ледобурита). При введении достаточного количества марганца сера связывается в соединение MnS . Поэтому в чугуне с пластинчатым графитом содержание марганца должно быть равно 3,5-кратному содержанию серы +0,3%. Обычно содержание серы составляет от 0,10 до 0,18%, а содержание марганца — от 0,15 до 0,7%. Содержание фосфора допускается до 0,4—0,6%.

Структура чугуна с пластинчатым графитом [5.1] * может содержать следующие составляющие (фото 5.1):

1. Графит в форме пластин, величина и распределение которых определяют прочность чугуна.

2. Перлит, количество которого зависит от скорости охлаждения и химического состава чугуна. Перлит повышает прочность.

3. Феррит, образующийся обычно на пластинах графита. Количество феррита зависит от площади поверхности графитовых пластин и от возможности диффузии углерода при охлаждении отливки. Поэтому в структуре чугуна как при быстром, так и при медленном охлаждении содержится много феррита. В первом случае пластины графита очень мелкие и имеют, следовательно, большую площадь поверхности («междендритный графит», называвшийся раньше «графитной эвтектикой»), во втором случае длительности пребывания металла при высоких температурах достаточно для диффузии углерода из перлита.

4. Сульфид марганца (на шлифе имеет вид мелких светло-серых округлых включений), несущественно влияющий на свойства чугуна.

5. Стеадит, представляющий собой тройную эвтектику из железа, карбида железа Fe_3C и фосфида железа Fe_3P . При расположении в форме сетки он повышает износостойкость чугуна. Стеадит улучшает и литейные свойства, поскольку затвердевает только при 950°С.

5.1. Структура чугуна с пластинчатым графитом. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Все перечисленные структурные составляющие, включая сульфид марганца, влияют на свойства чугунных отливок. Поэтому металлографически определяют их количество, величину, форму и расположение [5.2].

Оценку структуры производят с помощью шкал и отдельные ее признаки обозначают символами. Определяют площадь, занятую графитом, длину и расположение графитных включений, площадь, занятую ферритом, площадь, занятую стеадитом, и его расположение.

Для того чтобы получить свойства сварного шва, такие же, как у свариваемого чугуна, условия сварки следует выбирать так, чтобы металл шва и зона термического влияния содержали бы те же структурные составляющие, в том же количестве, того же размера и такой же формы, что и в основном металле. Ни в коем случае нельзя допускать образования ледобурита и мартенсита, способствующих образованию трещин в сварных соединениях. Кроме того, сварные соединения, содержащие ледобурит и мартенсит, не поддаются механической обработке. Поэтому скорость охлаждения должна быть достаточно мала. Лучше всего производить сварку с полным подогревом всей детали до 580—620°С (горячая сварка) присадочным металлом такого же состава, как и состав основного металла. Затем деталь без промежуточного охлаждения необходимо отжигать

2—4 ч при 620—640°С и охлаждать с печью. Этим достигается снятие напряжений и исключается образование трещин в чугунных деталях.

Если сварку ведут с местным подогревом детали присадочным металлом, подобным по составу основному металлу или отличающимся от него, то структура металла шва и зоны термического влияния обычно не соответствует структуре основного металла. Хотя местный подогрев благодаря снятию напряжений и предотвращает образование трещин при сварке, однако в сварных соединениях образуются ледобурит и мартенсит, количество которых зависит от температуры подогрева, интенсивности теплоотвода и скорости охлаждения. Последующая медленная (шеслообразно — местная) термическая обработка при 620—640°С может устранить остаточные напряжения и мартенсит, однако не позволяет избавиться от ледобурита. Если в процессе местной термической обработки не обеспечивается достаточно медленное охлаждение, то могут образоваться новые напряжения.

В том случае, когда предварительный подогрев невозможен, сварку ведут с присадочными металлами, отличающимися от основного.

В качестве таких металлов используют никель, сплавы никеля с железом (примерно 50% железа) и никеля с медью (примерно 30% меди). Для снижения температуры плавления (уменьшения тепловложения при сварке) в них вводят до 2% углерода в виде графита.

Если бы сварку без подогрева вели с присадочным металлом, близким по составу к свариваемому чугуну, то сварной шов и зона термического влияния имели бы ледобуритно-мартенситную структуру. В сварных швах образовались бы трещины, а швы имели бы слишком большую твердость, исключающую возможность последующей механической обработки. Однако и при сварке присадочными металлами, отличающимися от основного, не удается полностью устранить твердые структурные составляющие в зоне термического влияния. При соответствующей технологии, заключающейся в уменьшении количества теплоты, вводимой с наплавляемым металлом, можно получить достаточно узкую зону с повышенной твердостью. Подогрев до 200—300°С способствует снятию напряжений, а тем самым уменьшению опасности образования трещин.

Неответственные детали можно варить и тонкими электродами типа ES11d. Выполненные ими швы обычно имеют поры и трещины.

5.1.2. СВАРКА С ПОЛНЫМ ПОДОГРЕВОМ ПРИСАДОЧНЫМ МЕТАЛЛОМ, ПОДОБНЫМ ПО СОСТАВУ СВАРИВАЕМОМУ ЧУГУНУ

Основной металл: GGL20 (3,33% C, 1,88% Si, 0,87% Mn, 0,42% P). Толщина стенки 25 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл: прутки GGL, содержащие 2,95% C, 2,76% Si, 0,66% Mn, 0,37% P. Температура подогрева 580°С.

Способы сварки: аргоно-дуговая сварка полифраммовым электродом, ручная дуговая плавящимся электродом.

5.2. Макроструктура сварных соединений, выполненных вольфрамовым электродом в аргонодуговой плавящимся электродом, одинакова. Отдельные поры не снижают прочности шва. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

5.3. Аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом.

Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки: графит, перлит, небольшое количество феррита и отдельные включения MnS .

Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа 5—10% (GLM2) *. Длина включения 40—215 мкм (GLG5), расположение равномерное. Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 1—5% (MFM-L2), 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.4. Зона сплавления. Слева — участок зоны термического влияния с такой же структурой, что и у основного металла. В середине зона сплавления с междендритным расположением графита и вследствие этого повышенным содержанием феррита. Справа — металл шва. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

* Здесь и далее в скобках приведены символические обозначения по TGL 15477, лист. 3.

* Внесено при переводе. (Прим. ред.)

5.5. Металл шва в области корня. Сравнительно быстрое охлаждение способствовало междендритному выделению графита, а тем самым увеличению содержания феррита.

Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа 5—10% (GLM2). Длина включений 5—10 мкм (GLG2). Расположение междендритное (GLA4). Металлическая основа — относительная доля феррита в плоскости шлифа 50—70% (MFM-L6). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.6. Металл шва в средних и верхних слоях. Скорость охлаждения меньше, чем в корне шва, вследствие подогрева от первого слоя. Графит частично расположен в форме розеток, содержание перлита выше. Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа 5—10% (GLM2). Длина включений 10—25 мкм (GLG3). Расположение междендритное (GLA4) и розеточное (GLA3).

Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 30—50% (MFM-L5). 100 : 1, (9), табл. 2.4.

5.7. Ручная дуговая сварка плавящимся электродом.

Структура основного металла приведена на фото 5.3.

Зона сплавления. Сосва — участок зоны термического влияния с такой же структурой, как и у основного металла. В середине — зона сплавления с междендритным расположением графита и вследствие этого повышенным содержанием феррита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.8. Металл шва в области корня. Вследствие междендритного расположения графита образовалось большее количество феррита, чем в основном металле.

Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа 5—10% (GLM2). Длина включений 5—10 мкм (GLG2), расположение междендритное (GLA4). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 30—50% (MFM-L5). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.9. Металл шва в средних и верхних слоях.

Вследствие малых скоростей охлаждения структура приближается к структуре отливки, не подвергавшейся термическому влиянию сварки. Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа 5—10% (GLM-2). Длина включений 25—40 мкм (GLG4), расположение розеточное (GLA3). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 5—10% (MFM-L3). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.1.3. СВАРКА ПРИСАДОЧНЫМ МЕТАЛЛОМ, ОТЛИЧАЮЩИМСЯ ПО СОСТАВУ ОТ ЧУГУНА

5.1.3.1. Сварка без подогрева

Присадочный металл: литые никелевые электроды (углеродсодержащие). Основной металл: GGL-20 (3,11% C, 1,65% Si, 0,58% Mn, 0,26% P, 0,08% S). Толщина стенки 15 мм. Подготовка кромок V-образная. Ручная дуговая сварка.

5.10. Сварной шов заметно отличается от основного металла.

В зоне сплавления и в шве располагаются трещины, шлаковые включения и поры. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

5.11. Структура чугуна GGL-20, не подвергавшегося термическому влиянию сварки, приведена на фото 5.3.

Переход к металлу шва (справа). В зоне термического влияния основного металла (слева) образовались мартенсит и ледобурит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.12. Сварной шов. Углерод имеет форму шаровидного графита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Присадочный металл: проволока из никельмедного сплава. Основной металл GGL-20. Толщина листа 30 мм. Сварка вольфрамовым электродом в аргоне.

Структура чугуна GGL-20, не подвергавшегося термическому влиянию сварки, приведена на рис. 5.3.

5.13. Зона термического влияния. При охлаждении образовался мартенсит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.14. Переход к металлу шва (слева). В зоне термического влияния GGL-20 (слева) наряду с мартенситом образовался ледобурит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.15. Шов из никельмедного сплава. В икеной структуре расположен шаровидный графит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.1.3.2. Сварка с подогревом

Основной металл GGL-20 (2,98% C, 2,27% Si, 0,48% Mn, 0,49% P). Температура подогрева 300° С. Присадочный металл — никелевые электроды. Ручная дуговая сварка.

5.16. Структура в зоне термического влияния. Ледобурит и мартенсит образуются только в небольших, не связанных друг с другом участках в непосредственном переходе к металлу шва (вверху). Значительная часть зоны термического влияния состоит из перлита, графита и сепидита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.2. ЧУГУН С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

5.2.1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРУКТУР

Образование шаровидного графита достигается специальной обработкой расплава чугуна магнием или церием. Это способствует тому, что металл приобретает более высокую прочность и вязкость, чем чугун с пластинчатым графитом.

Чугун с шаровидным графитом отжигают для получения ферритной или перлитной основы. При отжиге на феррит отливки охлаждают от температур 920—950 до 500° С вместе с печью и только затем на воздухе. Металлическая основа состоит после такой обработки преимущественно из феррита. При отжиге на перлит охлаждение от 920—950° С ведется на воздухе. В этом случае металлической основой является перлит. Чугун, отожженный на перлит, может содержать небольшое количество цементита.

Для оценки структуры чугуна с шаровидным графитом в [5.2] приведены соответствующие указания. Составляющими структурами могут быть графит, перлит и цементит. Оценивают их количество, форму и величину. Ниже приведены примеры оценки структуры чугуна, отожженного на феррит и перлит.

Тепловое воздействие при сварке влияет на структуру чугуна с шаровидным графитом в принципе так же, как и на структуру чугуна с пластинчатым графитом (см. п. 5.1.1). Сварка подобным по составу присадочным металлом (GGG!) с подогревом до 660—700° С и последующий отжиг на феррит или перлит позволяют получать в шве и в зоне термического влияния такую же структуру, как и у основного металла. Это возможно только при небольшом выгорании магния из присадочного металла. Особенно заметно выгорает магний при ручной дуговой сварке. Поэтому для чугуна с шаровидным графитом предпочтительны способы дуговой сварки вольфрамовым или плавящимся электродом в аргоне.

При сварке с присадочным металлом, отличающимся по составу от основного, без подогрева или с небольшим подогревом, в зоне термического влияния, так же как и у чугуна с пластинчатым графитом, образуются ледобурит и мартенсит, а вместе с тем появляется опасность образования трещин и хрупких разрушений.

5.17. Чугун GGG, отожженный на феррит. Металлическая основа феррит, наряду с ним перлит и шаровидный графит.

Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа 10—15% (GKM2). Диаметр включений 20—40 мкм (GKG2), форма правильная шарообразная (GOF10). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 70—90% (MFM-K6). 100 : 1, (9) табл. 2.4. Фотография Центрального института литейной техники, Лейпциг.

5.18. Чугун GGG, отожженный на перлит. Металлическая основа перлит. Вокруг шаровидного графита располагается небольшое количество феррита. Другие, светлые, участки состоят из цементита.

Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа <10% (GKM1). Диаметр включений 20—40 мкм (GKG2), форма правильная шарообразная (GOF10). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 1—10% (MFM-K2), относительная доля цементита в плоскости шлифа <5% (ZEM1). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.2.2. СВАРКА С ПОЛНЫМ ПОДОГРЕВОМ ДЕТАЛЕЙ И С ПОСЛЕДУЮЩИМ НЕМЕДЛЕННЫМ ОТЖИГОМ ПРИСАДОЧНЫМ МЕТАЛЛОМ, ПОДОБНЫМ ПО СОСТАВУ СВАРИВАЕМОМУ ЧУГУНУ

Отожженный на феррит чугун GGG-40 (3,23% C, 2,38% Si, 1,05% Mn, 0,13% P)

Толщина 10 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Газовая сварка. Присадочный металл: прутки GGG-40 такого же состава, как и основной металл.

Предварительная термическая обработка: 2 ч при 250°С, охлаждение с печью до 500°С, затем на воздухе. Температура подогрева 700°С. Последующая термическая обработка: 2 ч при 920°С, охлаждение с печью.

5.19. На макрошлифе металла шва практически не отличается от основного металла. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

Структура основного металла, не подвергавшегося термическому влиянию сварки, приведена на рис. 5.17.

5.20. Зона перехода к металлу шва. Структура так же, как и у основного металла, состоит из феррита, перлита и шаровидного графита.

Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа 10—15% (GKM2). Диаметр включений 20—40 мкм (GKG2), форма правильная шарообразная (GOF10). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 70—90% (MFM-K6). 100 : 1, (9) табл. 2.4. Фотография Центрального института литейной техники, Лейпциг.

5.21. Металл шва. В результате термической обработки образовалась такая же структура, как и у основного металла.

Оценка по [5.2] та же, что и на фото 5.17. 100 : 1, (9) табл. 2.4. Фотография Центрального института литейной техники, Лейпциг.

Отожженный на перлит чугун GGG-60 (3,38% C, 2,34% Si, 1,34% Mn, 0,24% P)

Толщина стенки 10 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Газовая сварка. Присадочный металл — прутки GGG-60 такого же состава, как и состав основного металла.

Предварительная термическая обработка: 2 ч при 950°С, охлаждение на воздухе. Температура подогрева 700°С. Последующая термическая обработка: 2 ч при 920°С, охлаждение на воздухе.

5.22. Макроструктура металла шва не отличается от макроструктуры основного металла. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

5.23. Структура основного металла, не подвергавшегося термическому влиянию сварки, приведена на фото 5.18.

5.24. В результате отжига зона сплавления и металл шва имеют такую же структуру, как и основной металл, состоящую из перлита и шаровидного графита.

Цементита нет.

Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа 10% (GKM1). Диаметр включений 20—40 мкм (GKG2), форма правильная шарообразная (GOF10). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 1—10% (MFM-K2). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.2.3. СВАРКА ПРИСАДОЧНЫМ МЕТАЛЛОМ, ОТЛИЧАЮЩИМСЯ ПО СОСТАВУ ОТ ЧУГУНА

5.2.3.1. Сварка без подогрева

Основной металл GGG40. Толщина стенки 6 мм. Присадочный металл — никелевые электроды. Ручная дуговая сварка.

5.25. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. После полного отжига на феррит структура состоит только из феррита и шаровидного графита.

Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа 15% (GKM3). Диаметр включений 20—40 мкм (GKG2), форма правильная шарообразная (GOF10). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 90% (MFM-K7). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.26. Зона термического влияния. Содержание перлита увеличивается в сторону шва.

Оценка по [5.2]. Графитные включения: относительная доля в плоскости шлифа 15% (GKM3). Диаметр включений 20—40 мкм (GKG2), форма правильная шарообразная (GOF10). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 10—70% (от MFM-K3 до MFM-K5). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.27. По мере приближения к металлу шва у границы сплавления структура состоит из шаровидного графита, остаточного аустенита и мартенсита, и непосредственно в переходе к шву (справа) образуется ледебурит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Не перемешавшийся с основным металлом металл шва, представляющий собой углеродсодержащий никель, имеет структуру, показанную на фото 5.12.

5.2.3.2. Сварка с подогревом

Температура подогрева 300°С.

Структура основного металла, не подвергавшегося термическому влиянию сварки, соответствует структуре, показанной на фото 5.25.

5.28. Зона термического влияния. Так же, как и при сварке без подогрева, по мере приближения к металлу шва увеличивается количество перлитной составляющей в структуре. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.29. При дальнейшем приближении к металлу шва наряду с шаровидным графитом образуется мартенсит. В зоне перемешивания основного и наплавленного металла (справа) образовались ледебурит и мартенсит. Не перемешавшийся металл шва (справа у края) не протравлен. Структура его соответствует структуре, показанной на фото 5.12.

5.3. КОВКИЙ ЧУГУН

5.3.1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРУКТУР

По данным [5.3], ковкий чугун представляет собой железоуглеродистый литейный сплав, состав которого (главным образом содержание углерода и кремния) подбирается так, что отливка затвердевает без образования графита. Это означает, что весь углерод в литой заготовке ковкого чугуна связан в карбиде железа (цементите). Для распада карбида железа заготовки подвергают отжигу. Химический состав заготовки, а также температурный и временной режимы отжига определяют структуру металла, а тем самым его прочностные свойства и возможности применения.

В зависимости от вида отжига различают три группы ковких чугунов:

1. Феррито-перлитный ковкий чугун (ГЧВ) образуется при отжиге в обезуглероживающей атмосфере. Его структура у поверхности отливки чисто ферритная. В направлении к центру отливки содержание углерода повышается. За ферритной периферийной зоной следует переходная зона со структурой фер-

рита, перлита и углерода отжига, а в сердцевине располагаются только перлит и углерод отжига. Протяженность отдельных структурных зон зависит от атмосферы, в которой производится отжиг, температуры и длительности отжига. При малых толщинах отливок ферритная «периферийная зона» может распространяться по всему сечению детали. Тогда отливка содержит углерода не более, чем мягкая сталь. В этом случае можно без затруднений производить сварку присадочными металлами, применяемыми для стали. Последующая термическая обработка не требуется.

Таким хорошо свариваемым ковким чугуном является чугун марки GTW-S-38, если толщина отливок не превышает 8 мм. При больших толщинах отливок в сердцевине отливки образуется углерод отжига (хлопьевидный графит). Поскольку последний при сварке растворяется, то при затвердевании, так же как и при холодной сварке чугуна с пластинчатым или шаровидным графитом, образуются хрупкие структурные составляющие — ледебурит и мартенсит. Соединение отличается хрупкостью и часто разрушается под действием сварочных напряжений.

2. Ферритный ковкий чугун (GTS) получается в результате отжига в нейтральной атмосфере. Его структура по всему сечению отливки состоит из феррита и углерода отжига. Допустимо небольшое количество перлита.

3. Перлитный ковкий чугун (GTP) также отжигается в нейтральной атмосфере. По всему сечению отливки его структура состоит из перлита и углерода отжига.

При сварке ферритного и перлитного ковкого чугуна без специальной предварительной и последующей термической обработки в зоне термического влияния всегда образуются ледебурит и мартенсит. Для изготовления сварных конструкций, работающих под нагрузками, эти чугуны не пригодны. Обычно применяемая горячая сварка деталей из чугуна с пластинчатым графитом неэкономична применительно к деталям из ковкого чугуна. Возможна сварка литых заготовок ковкого чугуна перед их отжигом. Последующая термическая обработка позволяет при определенных условиях получить вязкую структуру в зоне термического влияния и в шве. Однако сварка ковкого чугуна в сыром состоянии с последующим отжигом всего соединения возможна лишь в редких случаях.

Ферритный или перлитный ковкий чугун может хорошо свариваться, если соответствующей термической обработкой достигается отсутствие углерода отжига и уменьшение количества перлита на достаточной глубине под свариваемыми кромками. Однако в этом случае структура по сечению детали зависит от толщины ее стенок, что не соответствует требованиям, приведенным в [5.3].

5.3.2. ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНЫЙ КОВКИЙ ЧУГУН (GTW)

Соединение в достаточной степени обезуглероженного чугуна GTW-S-38 со сталью S138b-2

Присадочный металл — электроды TiVIlm.

5.30. Макроструктура соответствует сварному соединению стали. Слева основной металл сталь S138b-2, справа чугун GTW-S-38. 1 : 1, (I) табл. 2.4.

5.31. Чугун GTW-S-38, не подвергавшийся термическому влиянию сварки, средняя часть сечения. Благоприятные предпосылки для сварки: в основном металле содержится ничтожное количество углерода отжига и небольшое количество перлита (уменьшающееся до полного исчезновения по направлению к кромке).

Оценка по [5.2]. Графитные включения нитевидные. Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 50—70% (MFM-T5). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.32. Переход от чугуна GTW-S-38 (слева) к металлу, наплавленному электродами TiVIlm, в средней части шва. Под воздействием термических циклов сварки произошла нормализация структуры в обоих участках. Она состоит преимущественно из феррита и небольшого количества перлита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Феррито-перлитный ковкий чугун, недостаточно обезуглероженный для сварки

5.33. Периферийная зона отливки. Наряду с ферритом и перлитом присутствует еще и углерод отжига. Таким образом, при сварке должны образовываться микалочные структуры.

Оценка по [5.2]. Графитные включения: диаметр включений хлопьевидного графита 40—80 мкм (GTG3), форма раздробленная, хлопьевидная (GOF7). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 50—70% (MFM-T5). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.34. Переход к металлу, наплавленному электродами TiVIlm (справа внизу). В зоне термического влияния недостаточно обезуглероженного чугуна наряду с трооститом образовались мартенсит и ледебурит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.35. Переход к сварному шву, выполненному электродами из углеродсодержащего никеля (справа). В чугуне видны ледебурит и троостит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.3.3. ФЕРРИТНЫЙ КОВКИЙ ЧУГУН (GTS)

5.36. Основной металл GTS-35.

Определение углерода отжига по [5.2]. Графитные включения: диаметр включений хлопьевидного графита 40—80 мкм (GTG3), форма раздробленная, хлопьевидная (GOF7). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 90% (MFM-T7). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.37. Зона термического влияния вблизи сварного шва. Структура состоит из перлита, остаточного аустенита и мартенсита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.38. Переход к сварному шву при сварке проволокой 10MnSi8 (справа) в углекислом газе. Зона термического влияния GTS-35 состоит из ледебурита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.39. Переход к металлу шва при ручной дуговой сварке электродами из углеродсодержащего никеля (справа). Структура зоны термического влияния GTS-35 состоит из ледебурита, мартенсита и перлита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

5.3.4. ПЕРЛИТНЫЙ КОВКИЙ ЧУГУН (GTP)

5.40. Структура чугуна состоит из перлита и углерода отжига.

Оценка по [5.2]. Графитные включения: диаметр включений хлопьевидного графита 120—220 мкм (GTG5). Форма раздробленная, хлопьевидная (GOF7). Металлическая основа: относительная доля феррита в плоскости шлифа 1% (MFM-T1). 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Фотография Центрального института литейной техники, Лейпциг.

При сварке перлитного ковкого чугуна в зоне термического влияния образуется такая же структура, как у ферритного ковкого чугуна (см. п. 5.3.3).

6. СТРУКТУРА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

6.1. АЛЮМИНИЙ И СПЛАВЫ АЛЮМИНИЯ

6.1.1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРУКТУРЫ

6.1.1.1. Сплавы

Для сильно нагруженных элементов конструкций алюминий не применяют, так как прочность его слишком мала. Ее можно повысить холодным деформированием, термической обработкой, легированием или комбинированием этих способов.

Легирование способствует повышению прочности благодаря образованию твердых растворов, дисперсионному твердению (старению) или образованию новых структурных составляющих (гетерогенизации).

Упрочнение твердого раствора вызывают, например, магний и марганец. Важнейшими алюминиевыми сплавами этой системы являются $AlMg_3$, $AlMg_5$ и $AlMgMn$.

Старение происходит благодаря принудительной фиксации посторонних атомов в твердом растворе. Этим предотвращается выделение избыточных фаз, соответствующих равновесным условиям диаграммы состояния: в сплавах $AlCuSiMn$, $AlCuMgI$ и $AlCuMg_2$ — фазы Al_2Cu , в сплаве $AlMgSiI$ — фазы Mg_2Si и в сплавах $AlZnMgI$, $AlZnMg_3$, $AlZnMg_2$, а также $AlZnMgCu_2$ — фазы $MgZn_2$ и $Al_2Mg_3Zn_3$. Сплавы отжигают в интервале температур гомогенизации 400—500°С и охлаждают в воде или в воздушном потоке.

При этом равновесные фазы не образуются. В процессе вылеживания при комнатной температуре или при температурах до 200°С избыточные фазы переходят из перенасыщенного в промежуточное состояние, отличающееся от равновесного иным составом, формой и распределением частиц. Эти частицы настолько малы, что неразличимы под оптическим микроскопом. Вследствие их большой дисперсности и возникающих локальных напряжений в решетке (так называемых когерентных напряжений) прочность повышается. Поэтому наличие этих частиц после определенного времени вылеживания можно установить измерениями твердости. Прочность сплава повышается до некоторого предельного значения в результате непрерывного образования промежуточных выделений. Скорость роста и максимальное значение прочности зависят от температуры вылеживания. При этом нужно следить за тем, чтобы металл не находился слишком длительное время при повышенных температурах, что может привести к образованию равновесных фаз и разупрочнению.

Такое тепловое разупрочнение может возникнуть и в процессе сварки. Поэтому термически упрочняемые сплавы обычно сваривают после отжига на твердый раствор, а затем подвергают упрочнению. Поскольку это представляет определенные технологические трудности, то термически упрочняемые сплавы сваривают редко. Исключения составляют сплавы системы $Al-Zn-Mg$, стареющие при комнатной температуре. В результате нагрева при сварке происходит местный отжиг на твердый раствор и, как следствие, разупрочнение, однако равновесные фазы $MgZn_2$ и $Al_2Mg_3Zn_3$ не выделяются. Металл сварного соединения самопроизвольно упрочняется с течением времени в результате перехода избыточных фаз в новые промежуточные состояния, и примерно через 3 мес прочность сварного соединения достигает исходной прочности основного металла. Специально для сварки без термической обработки разработан сплав $AlZn_3Mg_2Ti$. У алюминий-цинк-магний-титановых сплавов, подвергаемых искусственному старению, в результате нагрева при сварке выделяются равновесные фазы и происходит разупрочнение, сохраняющееся при комнатной температуре. Выделения могут быть субмикроскопическими, поэтому измерение твердости позволяет получить более достоверные данные, чем металлографический анализ.

Повышение прочности в результате образования новых структурных составляющих характерно только для литейных сплавов. Важнейшими литейными сплавами с гетерогенной структурой являются $G-AlSi_7Mg$, $G-AlSi_7CuI$, $G-AlSi_7Cu_2$, $G-AlSi_12CuNi$ и $G-AlSi_20CuNi$. Из них часто изготавливают поршни для двигателей внутреннего сгорания, компрессоров и т. п.

6.1.1.2. Загрязнения и примеси

Алюминий образует со многими металлами соединения, растворимость которых при комнатной температуре невелика. Поэтому влияние небольших количеств посторонних металлов сказывается на свойствах алюминия значительно сильнее, чем, например, на свойствах стали. В большинстве случаев снижается деформационная способность, так как интерметаллические соединения обладают большой хрупкостью. Образование этих соединений особенно нежелательно у деформируемых сплавов алюминия.

Многие марки алюминия и его сплавов содержат железо, медь, магний, кремний, марганец, никель и цинк в качестве легирующих элементов или примесей. Эти семь элементов уже при концентрации каждого из них менее 0,5% могут образовывать с алюминием и друг с другом, по крайней мере, 19 двойных и тройных соединений, нерастворимых при комнатной температуре.

При металлографических исследованиях наиболее часто обнаруживают Al_3Fe (более 0,01% Fe), Al_6Mn (более 0,3% Mn, при образовании тройного соединения с железом растворимость снижается), Si (более 0,01%), $Al_{10}Mn_2Si$ (более 0,1% Mn и 1% Si или 1% Mn и 0,1% Si), Al_3Ni (более 0,008% Ni), Mg_2Si (более 0,3% Mg и 0,2% Si), $Al_{12}Fe_3Si$, $Al_7Fe_2Si_2$ (более 0,5% Fe и 0,5% Si). Соединения Al_3Fe и Mg_2Si , располагающиеся в виде крупных выделений по границам зерен, наиболее сильно снижают пластичность литого металла сварного шва. Если наряду с железом содержится достаточное количество марганца, то Al_3Fe не образуется. В этом случае железо растворяется в соединении Al_6Mn . Соединение $Al_6(Mn, Fe)$ снижает пластичность в меньшей степени, чем Al_3Fe .

При обработке давлением деформируемых сплавов интерметаллические соединения дробятся и располагаются в виде строчек в направлении деформации, причем эвтектики вырождаются. При такой форме и расположении они влияют на пластичность сплава в холодном состоянии меньше, чем эвтектическая сетка в отливках. Термическое воздействие при сварке может вновь вызвать неблагоприятное расположение этих соединений. Поэтому сварку следует вести при возможно меньшей тепловой энергии.

6.1.1.3. Кристаллизация металла шва

Кристаллы первого фронта кристаллизации (см. раздел 3.1) у сварных швов алюминия состоят обычно из дендритов, смыкающихся в пространстве. На металлографическом шлифе после травления обнаруживают границы зерен и границы ячеек. На границах зерен, разделяющих отдельные дендриты, резко меняется кристаллографическая ориентация. Поэтому здесь в основном и располагаются выделяющиеся фазы. Границы ячеек разделяют ветви тех дендритов, которые соприкасались в процессе роста. На них ориентация не меняется, однако тоже часто образуются выделения. На нормально протравленном шлифе обычно нельзя отличить границ зерен от границ ячеек. Основное влияние на прочность оказывает размер ячеек.

Чем больше дендритов прорастает в сварочной ванне, тем раньше происходит срастание их между собой, а также срастание их ветвей. Вначале все они растут в расплаве от кристаллитов основного металла и число их зависит прежде всего от размеров зерен на границе сплавления. Размер зерна рядом со сварным швом определяется не только составом и процессом производства основного металла, но в значительной степени и перегревом при сварке, ведущим к собирательной рекристаллизации. Максимальные температуры отдельных участков зоны термического влияния и длительность пребывания металла при этих температурах зависят от погонной энергии и интенсивности теплоотвода. Таким образом, изменяя условия сварки, можно в небольших пределах регулировать размер образующихся дендритов. В процессе дальнейшего затвердевания происходит «избирательный» рост. Продолжают расти преимущественно те дендриты, которые образовались на кристаллах, благоприятно ориентированных в отношении их скорости роста.

Если кристалл ориентирован параллельно направлению теплоотвода, то дендрит растет на нем наиболее быстро. Другие дендриты изменяют ориентацию в процессе роста и разветвляются. Чем мельче структура основного металла на границе сплавления, тем большее число кристаллов имеет благоприятную ориентацию и тем больше «избранных» дендритов образуется в металле шва. В сплавах возможно образование второго фронта кристаллизации в результате концентрационного переохлаждения. Металл шва, затвердевающий в последнюю очередь, имеет равноосную, разориентированную структуру.

Особенно сильное влияние на образование зародышей, а тем самым и на измельчение зерна чистого алюминия оказывает титан. Содержание титана в коли-

честве 0,2% достаточно для того, чтобы на несколько порядков уменьшить размер зерна отливок (рис. 6.1). Поэтому сварочную алюминиевую проволоку легируют часто 0,2% титана. Влияние титана на структуру шва показано на фото 6.4 и 6.61.

Характерно, что хотя структура металла шва, содержащего титан, сохраняет направленность, однако дендриты и ячейки имеют значительно меньшие размеры, чем у швов без титана. Для наиболее эффективного использования положительного влияния титана следует принимать меры для предотвращения снижения его концентрации в металле шва в результате сильного перемешивания с основным металлом, не содержащим титана, или вследствие выгорания.

При достаточно сильном перегреве с большими градиентами температур и при ограниченном конвективном перемешивании сварочной ванны кристаллы в шве, не содержащем титана, могут расти в направлении вдоль шва. При этом

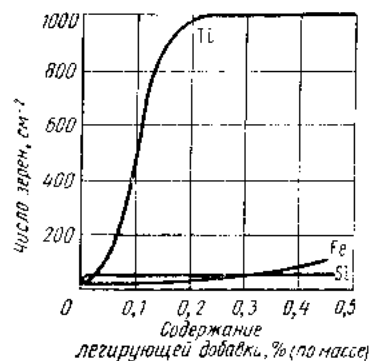


Рис. 6.1. Влияние легирующих элементов на число зерен и длину алюминия высокой чистоты по Al99,99 (6.1.1)

образуются так называемые перистые кристаллы. Они растут быстрее, чем дендриты, и не в противоположном направлении по отношению к направлению теплоотвода, а под углом к нему. Перистые кристаллы в сварных швах сплавов AlMg3 и AlMg5 видны на макрошлифах, приведенных на вклейках (6.31, 6.32, 6.33, 6.46, 6.47, 6.48 и 6.49). Условия их образования наиболее благоприятны при автоматической сварке с постоянной скоростью в связи с малой подвижностью сварочной ванны. Сравнение поперечных и поверхностных шлифов (6.31, 6.32, 6.33, 6.34, 6.35, 6.36, 6.37 для AlMg3) показывает, что отдельные перистые кристаллы представляют собой пластинки, которые могут достигать верхней и нижней кромок шва и распространяться по всей его длине.

На фотографиях микроструктур (6.102, 6.103, 6.104, 6.105, 6.107) видны границы двух типов. Первые имеют произвольную

6.1.2. МАКРОСТРУКТУРА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ СВАРКИ

6.1.2.1. Технически чистый алюминий Al99,5

Газовая сварка

Толщина листа 6 мм. Положение при сварке вертикальное. Сварка без скоса кромок с двух сторон с зазором 4 мм.

6.2. Поперечный шлиф. Присадочный металл SA199,5. Заметно выраженного направления кристаллизации не видно. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.3. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). Присадочный металл SA199,5. И на этом шлифе нет выраженного направления кристаллизации. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.4. Поперечный шлиф. Присадочный металл SA199,5Ti. Зерно металла шва стало заметно меньше. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

Положение при сварке вертикальное. Сварка без скоса кромок с зазором 3 мм. 6.5. Поперечный шлиф. Присадочный металл SA199,5. Кристаллы металла шва больше, чем при газовой сварке. Предпочтительного направления кристаллизации не видно. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.6. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). Здесь видны крупные, ориентированные кристаллы в металле шва. Теплота отплазась преимущественно в направлении вдоль шва. На поперечном шлифе (фото 6.5) это не заметно. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.7. Поперечный шлиф. Присадочный металл SA199,5Ti. Отчетливо заметно измельчение зерна в результате введения титана. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.8. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). И в этом сечении заметно измельчение зерна в результате введения титана. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

Положение при сварке нижнее. Сварка без скоса кромок и без зазора за один проход.

6.9. Поперечный шлиф. Присадочный металл SA199,5. Шов имеет большую ширину, зона термического влияния сильно перегрета. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.10. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). Крупные, направленные кристаллы в металле шва, перегрев в околошовной зоне. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.11. Такое же сварное соединение. Присадочная проволока SA199,5Ti. В связи с сильным перемешиванием основного и наплавленного металла при сварке без зазора зерно измельчается в меньшей степени, чем при ручной дуговой сварке вольфрамовым электродом или при газовой сварке с зазором от 2 до 4 мм. Параллельные иглы справа в сварном шве являются перистыми кристаллами, образовавшимися при строго направленном теплоотводе и быстром охлаждении (см. фото 6.104). 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.12. Сечение параллельно верхней плоскости листа. Крупные ориентированные кристаллы, образовавшиеся вследствие пониженного содержания титана. В середине шва образовались продольные перистые кристаллы. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.13. Сечение параллельно нижней плоскости листа. Перистые кристаллы не достигают корня шва. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка плавящимся электродом

Положение при сварке нижнее. Сварка без скоса кромок и без зазора, за один проход.

6.14. Поперечный шлиф. Присадочный металл SA199,5. Направленная кристаллизация заметна только в середине шва. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.15. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). Отчетливо видно направление кристаллов. Средний кристалл, обнаруживаемый на поперечном шлифе, распространяется по всему шву. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.16. Поперечный шлиф. Присадочный металл SA199,5Ti. Так же, как и при полуавтоматической дуговой сварке вольфрамовым электродом, большая доля основного металла в металле шва обуславливает уменьшение концентрации титана и снижение эффекта измельчения зерна в шве. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.17. Сечение параллельно верхней плоскости листа. Тоже крупные, направленные кристаллы вследствие пониженного содержания титана. В середине шва в отдельных местах образуются участки перистых кристаллов. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.18. Сечение параллельно нижней плоскости листа со стороны корня шва. Перистые кристаллы не достигают корня шва. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка плавящимся электродом (структура при разной толщине листа)

Присадочный металл SA199,5. Положение при сварке нижнее.

6.19. Толщина листа 3 мм, сварка без скоса кромок за один проход. Крупнозернистая структура, в середине шва второй фронт кристаллизации. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.20. Толщина листа 8 мм, сварка без скоса кромок с двух сторон. Перекрытие слоев должно быть больше. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.21. Толщина листа 12 мм, V-образный скос кромок, три слоя. Отчетливо заметно укрупнение зерна в зоне термического влияния. Кристаллиты металла шва вследствие эпитаксиального роста (см. п. 3.1) не разделены отдельными слоями. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.22. Толщина листа 20 мм, V-образный скос кромок, четыре слоя. В связи с большими значениями сварочного тока металл шва очень крупнозернистый. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Другие способы сварки

6.23. Аргоно-дуговая сварка плавящимся электродом с наложением импульсов тока. Положение при сварке нижнее. Сварка без скоса кромок и без зазора за один проход.

Поперечный шлиф. Присадочный металл SA199,5. Крупнозернистая структура металла шва. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.24. Электронно-лучевая сварка без присадочного металла. Положение при сварке нижнее. Сварка без скоса кромок и без зазора.

Весьма узкая зона проплавления. В зоне термического влияния укрупнение зерна. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.25. Контактная стыковая сварка оплавлением. Поперечный шлиф. Сварное соединение обнаруживается только по отклонению направления кристаллов на 90° в середине фотографии. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.26. Стыковое соединение, выполненное холодной сваркой, перед удалением облоя. Плоскость сварки хорошо заметна по изменению структуры, вызванному сильной холодной деформацией. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.27. Стыковое соединение, выполненное холодной сваркой после удаления облоя. Угол изгиба при испытании равен 180°. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.28. Контактная точечная сварка. Типичная ориентированная структура в сварной точке и узкая зона термического влияния. 4 : 1, (3) табл. 2.4.

6.1.2.2. Сплав AlMg3

Газовая сварка

Толщина листа 6 мм. Положение при сварке вертикальное. Сварка без скоса кромок с зазором 4 мм с двух сторон.

6.29. Поперечный шлиф. Присадочный металл SA1Mg3. Крупные кристаллы в шве без заметной ориентации. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.30. Сечение параллельно верхней поверхности листа (на глубине около 1 мм). В металле шва перемежаются участки с крупно- и мелкозернистой структурой. Они образуются вследствие неравномерной погонной энергии при газовой сварке. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

Толщина листа 6 мм. Положение при сварке вертикальное. Сварка без скоса кромок с зазором 2—3 мм с двух сторон.

Оптимальная погонная энергия

6.31. Поперечный шлиф. Присадочный металл SA1Mg3. Перистые кристаллы в металле шва. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.32. Сечение параллельно верхней поверхности листа (на глубине около 1 мм). В металле шва четко выражены перистые кристаллы, простирающиеся по его корню. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.33. Меньшая погонная энергия вследствие меньшего напряжения дуги. Поперечный шлиф. Кристаллы в шве заметно крупнее, поскольку не обеспечены условия образования перистых кристаллов. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.34. Сечение параллельно верхней поверхности листа (на глубине около 1 мм). Все кристаллы в металле шва крупные, а перистые кристаллы не образуются. Для их образования перегрев был недостаточным. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

Толщина листа 6 мм. Положение при сварке нижнее. Сварка без скоса кромок и без зазора за один проход.

6.35. Оптимальная погонная энергия. Поперечный шлиф. Присадочный металл SA1Mg3. В металле шва содержатся перистые кристаллы. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.36. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). Структура металла шва по краям состоит из ориентированных дендритов, в центре — из перистых кристаллов. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.37. Сечение параллельно нижней плоскости листа (со стороны корня шва металл отшлифован на глубину около 1 мм). Перистые кристаллы простираются до корня шва. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Меньшая погонная энергия (меньший ток и меньшее напряжение).

6.38. Поперечный шлиф. Перегрев металла шва был недостаточным для образования перистых кристаллов. В отличие от структуры, изображенной на фото 6.35, структура металла шва крупнозернистая. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.39. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). Вследствие сравнительно небольшого перегрева перистые кристаллы не образовались и макроструктура крупнозернистая. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка плавящимся электродом

Условия такие же, как и при сварке вольфрамовым электродом.

6.40. Поперечный шлиф. Крупнозернистая структура металла шва, ориентированная по краям и равноосная в середине. 1 : 2, (3) табл. 2.4.

6.41. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). Шлиф подтверждает, что кристаллы в середине шва равноосные. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Другие способы сварки

6.42. Аргоно-дуговая сварка плавящимся электродом с наложением импульсов тока. Положение при сварке нижнее. Сварка без скоса кромок и без зазора за один проход. Присадочный металл SA1Mg3.

Поперечный шлиф. Мелкозернистая структура металла шва. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.43. Электронно-лучевая сварка без присадочного металла. Положение при сварке нижнее (сварка без скоса кромок и без зазора).

Шов и зона термического влияния очень узкие. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.44. Контактная стыковая сварка оплавлением, грат удален. Укрупнение зерна в зоне стыка в связи с большим временем сварки. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.45. Контактная стыковая сварка оплавлением, грат не удален.

Зерно в зоне стыка не укрупняется, так как время сварки было небольшим. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.1.2.3. Сплав AlMg5

Сварные соединения этого сплава имеют такую же структуру, как и у сплава AlMg3. Приведенные ниже иллюстрации поясняют условия образования перистых кристаллов (см. также фото 6.102, 6.103, 6.105, 6.104). На них показан характер кристаллизации металла шва при разных погонных энергиях.

Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

Положение при сварке нижнее. Сварка без скоса кромок и без зазора за один проход. Присадочный металл SA1Mg5.

6.46. Поперечный шлиф. $UI/v_s = 37\,000 \text{ В} \cdot \text{А} \cdot \text{мин} \cdot \text{м}^{-1}$. Хорошо видны перистые кристаллы. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.47. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). Отчетливо видны перистые кристаллы, вытянутые вдоль шва. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка плавящимся электродом

6.48. Условия такие же, как и при сварке вольфрамовым электродом. Поперечный шлиф. $UI/v_s = 11\,500 \text{ В} \cdot \text{А} \cdot \text{мин} \cdot \text{м}^{-1}$. Погонная энергия недостаточна для образования перистых кристаллов. 2 : 1 (3), табл. 2.4.

6.49. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). Перистые кристаллы не выявляются. Металл шва состоит из равноосных кристаллитов. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.1.2.4. Сплав AlZn3Mg2Ti

Толщина листа 6 мм.

Ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

Положение при сварке вертикальное. Сварка без скоса кромок с зазором 2—3 мм с двух сторон. Присадочный металл SA1Zn4Mg3Ti.

Поперечный шлиф. Такую же мелкозернистую макроструктуру имеют швы при газовой сварке. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.51. Сечение параллельно верхней поверхности листа (на глубине около 1 мм). И в этом сечении швы, выполненные газовой сваркой, имеют такую же мелкозернистую структуру, как и швы, выполненные аргоно-дуговой сваркой вольфрамовым электродом. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

Положение при сварке нижнее. Сварка без скоса кромок и без зазора за один проход. Присадочный металл SA1Zn4Mg3.

6.52. Поперечный шлиф. Такое же строение и мелкозернистую структуру имеют швы при аргоно-дуговой сварке плавящимся электродом. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.53. Сечение параллельно верхней плоскости листа (на глубине около 1 мм). Мелкозернистая структура металла шва. Такая же структура выявляется на поверхностных шлифах швов, выполненных аргоно-дуговой сваркой плавящимся электродом. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

* U — напряжение дуги, В; I — сила тока, А; v_s — скорость сварки, м/мин.

Электронно-лучевая сварка без присадочного металла

Положение при сварке нижнее. Сварка без скоса кромок и без зазора.

6.54. Шов и зона термического влияния очень узкие. 2 : 1, (3) табл. 2.4.

6.1.3. МИКРОСТРУКТУРА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ СВАРКИ

6.1.3.1. Технически чистый алюминий Al99,5

Структурные составляющие.

Основными примесями в алюминии являются железо и кремний. Они могут образовывать с алюминием соединения Al_3Fe , $Al_{12}Fe_3Si$ и $Al_3Fe_2Si_2$ *. В этом случае образуется эвтектика, состоящая из этих фаз и твердого раствора алюминия. Al_3Fe почти всегда обнаруживается на шлифах сварных соединений. $Al_{12}Fe_3Si$ и $Al_3Fe_2Si_2$ выявляются реже. Титан, вводимый в присадочный металл, служит для измельчения зерна в металле шва. Обычное его содержание составляет около 0,2%. При этом содержании фаза Al_3Ti в структуре шва не выявляется. Химический состав, %, материалов, применявшихся в исследованиях, приведен ниже:

Элемент	Mg	Si	Ti	Mn	Fe
Основной металл	0,07	0,12	0,02	0,05	0,28
Сварочная проволока SA199,5	0,05	0,14	0,01	0,03	0,27
Сварочная проволока SA199,5Ti	0,05	0,10	0,23	0,03	0,31

Основной металл

6.55. В ненагретом состоянии. Полиэдрический твердый раствор алюминия с шаровидными выделениями интерметаллической фазы. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.56. В полунатравленном состоянии. Вытянутые кристаллиты и интерметаллическая фаза со строчечным расположением. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.57. Интерметаллические фазы (образец протравлен слабо). Частицы Al_3Fe имеют полиэдрическую форму. 500 : 1, (19) табл. 2.4.

Металл шва

Газовая сварка

6.58. SA199,5, середина поперечного сечения шва. Крупные ячейки. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.59. SA199,5, середина шва на шлифе, параллельном поверхности шва. В продольном направлении ячейки еще больше, чем в поперечном. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.60. SA199,5, шов вблизи от границы сплавления с основным металлом, поперечное сечение. Особенно крупные ячейки. Местное скопление эвтектики $Al-Al_3Fe$ (графицы дендритов). 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.61. SA199,5Ti, вблизи от границы сплавления с основным металлом, поперечное сечение. В отличие от металла шва SA199,5 структура мелкоячеистая, местного скопления эвтектики $Al-Al_3Fe$ нет. Измельчающее действие титана заметно также у структуры сварного шва в середине поперечного сечения и в продольном сечении. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

* Исправлено при переводе. (Прим. ред.)

Ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

6.62. SA199,5, середина поперечного сечения шва. Более мелкие ячейки, чем при газовой сварке. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.63. SA199,5, середина сварного шва на шлифе, параллельном поверхности шва. И в этом сечении ячеистая структура мельче, чем при газовой сварке. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.64. SA199,5, шов вблизи от границы сплавления с основным металлом. Эвтектика $Al-Al_3Fe$ распределена равномерно по границам ячеек (см. также 6.60). 100 : 1, (19) табл. 2.4.

Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым или плавящимся электродом

6.65. SA199,5, середина поперечного сечения шва. Очень мелкая ячеистая структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

6.66. SA199,5, середина сварного шва на шлифе, параллельном поверхности шва. Также очень мелкая ячеистая структура. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.67. SA199,5, шов вблизи от перехода к листу в поперечном сечении. И здесь очень мелкая ячеистая структура с равномерным распределением эвтектики $Al-Al_3Fe$ по границам ячеек. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.68. SA199,5Ti, вблизи от границы сплавления с основным металлом, поперечное сечение. Измельчающее действие титана не проявляется вследствие уменьшения его содержания, связанного с большой долей основного металла в металле шва. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

Контактная точечная сварка

6.69. Сечение сварной точки со случайно обнаруженной плоскостью стыка дендритов. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.70. Поперечное сечение сварной точки. Плоскость стыка дендритов незаметна. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

Форма включений Al_3Fe

6.71. SA199,5, середина сварного шва в поперечном сечении при газовой сварке. Крупные выделения эвтектики твердый раствор алюминия — Al_3Fe по границам ячеек. 500 : 1, (19) табл. 2.4.

6.72. SA199,5, вблизи от границы сплавления с основным металлом. Очень крупные выделения эвтектики твердый раствор алюминия — Al_3Fe по границам ячеек. 500 : 1, (19) табл. 2.4.

6.73. SA199,5, середина сварного шва в поперечном сечении при полуавтоматической аргоно-дуговой сварке вольфрамовым электродом. Очень мелкие выделения Al_3Fe . 500 : 1, (19) табл. 2.4.

6.74. SA199,5, сварной шов вблизи от границы сплавления с основным металлом при полуавтоматической аргоно-дуговой сварке вольфрамовым электродом. Эвтектика $Al-Al_3Fe$ наряду с мелкими частицами Al_3Fe . 500 : 1, (19) табл. 2.4.

Зоны сплавления

6.75. Газовая или ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом с присадочной проволокой SA199,5. В зоне термического влияния основного металла (слева) укрупненные кристаллы с выделением Al_3Fe по границам зерен. В металле шва (справа) ячеистая структура с Al_3Fe по границам ячеек. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.76. Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым или плавящимся электродом, присадочный металл SA199,5. Укрупнение зерна в основном

металле (слева) и уменьшение размера ячеек в металле шва (справа) меньше, чем при ручной сварке. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.77. Контактная точечная сварка. Слева внизу нагретый при сварке, но не расплавленный металл, справа сверху сварная точка. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.78. Контактная стыковая сварка оплавлением. Переход от одной детали к другой выявляется в виде границ зерен, на которых выделения располагаются особенно плотно (середина). Кристаллы сильно деформированы. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.79. Холодная сварка. Переход от одной детали к другой у сильно деформированной структуры не заметен. 100 : 1, (19) табл. 2.4.

6.1.3.2. Сплав $AlMg_3$

Структурные составляющие.

Наряду с твердыми растворами алюминия в этом сплаве образуются преимущественно избыточные фазы Al_3Mg_2 , Mg_2Si и Al_6Mn .

Al_3Mg_2 (β -фаза) является соединением системы алюминий—магний, в котором содержится наибольшее количество алюминия. В равновесных условиях оно должно образовываться уже при содержании магния более 1%. Однако при охлаждении от температур, при которых магний обладает повышенной растворимостью, фаза Al_3Mg_2 выделяется настолько медленно, что ее не всегда можно обнаружить в сварных швах, соответствующих по составу сплаву $AlMg_3$. Очень медленное охлаждение, например, при газовой сварке или достаточно большая поглощая энергия способствуют образованию выделений этой фазы (см. фото 6.82, 6.83, 6.99). Предварительная холодная деформация ускоряет выделение Al_3Mg_2 в зоне термического влияния. Фаза Al_3Mg_2 имеет светло-белый цвет и поэтому на нетравленных шлифах не обнаруживается. Применяемый для ее выявления травитель приведен в табл. 2.4.

Mg_2Si является наиболее характерной интерметаллической фазой в сплаве $AlMg_3$. Она ухудшает деформационную способность сплава. Поэтому содержание кремния должно быть возможно более низким. С другой стороны, наличие кремния в присадочном металле предотвращает образование трещин в швах.

Сплав $AlMg_3Si$, содержащий 0,5–0,8% Si, отличается особенно большой стойкостью против кристаллизационных трещин.

Чистый алюминий может растворять при комнатной температуре до 0,5% Mg_2Si , для этого необходимо, чтобы содержание кремния составляло около 0,2%. С увеличением содержания магния растворимость сильно уменьшается. Выделяющаяся фаза Mg_2Si часто протравливается уже при полировании микрошлифа. Под микроскопом она выглядит темно-голубой и этим отличается от других интерметаллидов.

Фаза Al_6Mn при комнатной температуре почти не растворяется в алюминии (менее 0,02% Mn в чистом алюминии, наличие магния снижает растворимость). На нетравленном шлифе она имеет светло-серый цвет. До половины атомов марганца в соединении Al_6Mn могут замещаться железом. Поэтому упомянутые выше соединения Al_3Fe , Al_3Fe_2Si и $Al_6Fe_2Si_2$, встречающиеся в технически чистом алюминии, не образуются при достаточном избытке марганца. Несмотря на это, содержание железа должно быть возможно меньшим, так как при соединении с железом фаза Al_6Mn становится более твердой и хрупкой.

Ниже приведен химический состав, %, материалов, применявшихся в исследованиях:

Элемент	Mg	Si	Fe	Mn	Cu
Основной металл	2,82	0,29	0,34	0,33	0,03
Сварочная проволока 1	2,86	0,37	0,23	0,26	0,03
Сварочная проволока 2	2,98	0,21	0,29	0,13	0,02
Сварочная проволока 3	2,28	0,08	0,13	0,37	0,01

6.80. Полунагартованное состояние: вытянутые кристаллы и строичное расположение интерметаллической фазы. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.81. На нетравленном полированном шлифе видны компактные частицы фаз Mg_2Si и Al_6Mn , содержащей железо. 500 : 1.

6.82. После непродолжительного травления выявляются мелкие выделения Al_3Mg_2 . 500 : 1, (20) табл. 2.4.

Влияние способа сварки на образование Al_3Mg_2 в металле шва

6.83. Газовая сварка. Мелкие, серые выделения Al_3Mg_2 . Крупные окрашенные частицы состоят из Mg_2Si и $Al_6(Mn, Fe)$. 500 : 1, (20) табл. 2.4.

6.84. Ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом. Очень небольшое количество мелких выделений Al_3Mg_2 . Крупные, темные частицы, представляют собой выделения Mg_2Si и $Al_6(Mn, Fe)$. 500 : 1, (20) табл. 2.4.

6.85. Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым или плавящимся электродом. Вследствие быстрого охлаждения выделения Al_3Mg_2 подавляются. Видимые, крупные выделения состоят из Mg_2Si и $Al_6(Mn, Fe)$. 500 : 1, (20) табл. 2.4.

Влияние состава металла шва на тип образовавшихся интерметаллидов (кроме Al_3Mg_2)

6.86. Сварочная проволока 1 (см. с. 83). Темные выделения Mg_2Si в тонкопластинчатой эвтектике и небольшое количество $Al_6(Mn, Fe)$ — серые выделения. 500 : 1, нетравленный шлиф.

6.87. Сварочная проволока 3 (см. с. 83). Выделения преимущественно $Al_6(Mn, Fe)$ по границам и в вершинах зерен. 500 : 1, нетравленный шлиф.

Влияние состава металла шва на количество образовавшихся интерметаллидов (кроме Al_3Mg_2)

6.88. Сварочная проволока 1 (газовая сварка). Большое количество крупных выделений и эвтектики Mg_2Si , а также $Al_6(Mn, Fe)$. 200 : 1, нетравленный шлиф.

6.89. Сварочная проволока 3 (газовая сварка). Небольшое количество $Al_6(Mn, Fe)$ и Mg_2Si . 200 : 1, нетравленный шлиф.

6.90. Сварочная проволока 3 (полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка плавящимся или неплавящимся электродом). Большое количество Mg_2Si и $Al_6(Mn, Fe)$ на границах ячеек. 200 : 1, нетравленный шлиф.

6.91. Сварочная проволока 3 (полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым или плавящимся электродом). Небольшое количество интерметаллидов на границах ячеек. 200 : 1, нетравленный шлиф.

Влияние способа сварки на строение структуры

6.92. Газовая сварка проволокой 1 (поперечное сечение). Крупноячеистая структура с сегрегатами Al_3Mg_2 (β -фаза) внутри ячеек. На краях ячеек выделения Mg_2Si и Al_6Mn (здесь они протравлены) (см. также фото 6.83). 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.93. Ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом с присадкой проволоки 1 (поперечное сечение). Мелкоячеистая структура. Выделения Al_3Mg_2 настолько малы, что при выбранном увеличении не обнаруживаются. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.94. Ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом с присадкой проволоки 1. Область перистых кристаллов (см. также фото 6.32). На рисунке показано сечение одного кристалла, который тонкими прямыми линиями разделен на двойники. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.95. Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым или плавящимся электродом, присадочный металл — проволока 2. Поперечное сечение. В обоих случаях сварки образуется очень мелкоячеистая структура. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.96. Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом. Сечение в области перистого кристалла параллельно верхней плоскости листа. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.97. Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка плавящимся электродом. Сечение вне перистого кристалла параллельно верхней плоскости листа. Как и на поперечном шлифе, очень мелкоячеистая структура. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

Зона термического влияния

6.98. Сварка плавлением. Рядом со швом из выродившейся эвтектики $AlMg_2Si$ образовалась такая же эвтектика с пластинчатым строением. 500 : 1, нетравленный шлиф.

6.99. После травления видно, что нагрев при сварке вызвал выделение мелких частиц Al_3Mg_2 . 500 : 1, (20) табл. 2.4.

6.100. Контактная точечная сварка. В связи с ограниченным термическим воздействием структура несплавленного основного металла (слева) рядом со сварной точкой (справа) практически не изменяется. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.101. Контактная стыковая сварка оплавлением (участок зоны термического влияния, не отожженный на твердый раствор). Выделение мельчайших частиц Al_3Mg_2 вследствие нагрева прилегающих к стыку участков холоднодеформированного металла. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.102. Контактная стыковая сварка оплавлением (участок в плоскости стыка, отожженный на твердый раствор). Al_3Mg_2 растворен. Темные выделения представляют собой Mg_2Si . 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.1.3.3. Сплав $AlMg_3$

При сварке этого сплава образуются такие же структурные составляющие, как и в соединениях сплава $AlMg_3$ (см. п. 6.1.3.2). В связи с более высоким содержанием магния в сплаве $AlMg_3$ можно ожидать образования несколько большего количества Al_3Mg_2 в металле шва и в зоне термического влияния.

Следующие фотографии структур показывают, что эта фаза, так же как и у сплава $AlMg_3$, обнаруживается в металле шва листов толщиной 6 мм, выполненного ручной аргоно-дуговой сваркой вольфрамовым электродом, но не выявляется при полуавтоматической сварке тем же способом.

Ниже приведен химический состав, %, материалов, применявшихся в исследованиях.

Элемент	Mg	Si	Fe	Mn	Cu
Основной металл	4,64	0,08	0,38	0,24	0,003
Сварочная проволока	4,90	0,08	0,16	0,20	0,015

Образование Al_3Mg_2 в металле шва

6.103. Ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом. Наряду с протравленными крупными частицами Mg_2Si и Al_6Mn видно небольшое количество мелких частиц Al_3Mg_2 — см. фото 6.84 (сплав $AlMg_3$). 500 : 1, (20) табл. 2.4.

6.104. Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка вольфрамовым или плавящимся электродом. Выделение Al_3Mg_2 подавляется вследствие быстрого охлаждения. Крупные (выявленные при травлении) выделения состоят из частиц Mg_2Si и $Al_6(Mn, Fe)$ — см. фото 6.85 (сплав $AlMg_3$). 500 : 1, (20) табл. 2.4.

6.1.3.4. Сплав AlZn3Mg2Ti

Сплав AlZn3Mg2Ti упрочняется термической обработкой (см. п. 6.1.1). Основной металл обычно подвергают естественному старению путем отжига на твердый раствор при 450°C, охлаждают на воздухе или в воде и выдерживают некоторое время при комнатной температуре. При закалке после отжига подавляется выделение соединений Al_3Mg_2 и $MgZn_2$, $MgZn_3$ *, а также тройной фазы $Al_2Mg_3Zn_3$. Наряду с пересыщенным твердым раствором алюминия обнаруживают в зависимости от степени загрязнения примесями еще и такие фазы, как Mg_2Si , Al_6 (Mn, Fe) или Al_3Fe (см. п. 6.1.3.1 и 6.1.3.2). Это же относится к основному металлу, подвергнутому искусственному старению. В зоне термического влияния и в металле шва также не должны выделяться Al_3Mg_2 , $MgZn_2$ и $Al_2Mg_3Zn_3$ **, так как в противном случае упрочнение не происходит и металл остается разупрочненным. Это может наблюдаться при сварке с большой погонной энергией листов, подвергнутых искусственному старению.

Ниже приведен химический состав, %, материалов, применявшихся в исследованиях:

Элемент	Mg	Zn	Si	Fe	Ti	Mn	Cu
Основной металл	2,20	3,47	0,22	0,39	0,19	0,18	0,04
Проволока SAIZn3Mg2 для аргоно-дуговой сварки вольфрамовым электродом и для газовой сварки	1,90	3,87	0,13	0,34	0,25	0,14	0,02
Проволока SAIZn4Mg3 для аргоно-дуговой сварки плавящимся электродом	3,08	4,06	0,15	0,19	0,15	0,34	0,02

Интерметаллические фазы на негравленном шлифе

6.105. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Mg_2Si (темные выделения) и Al_6 (Mn, Fe) — светлые выделения. 500 : 1, негравленный шлиф.

6.106. Начало зоны термического влияния. Mg_2Si (темные выделения) был растворен и вновь выделился на границах зерен. Al_6 (Mn, Fe) (светло-серые выделения) еще не был растворен. 500 : 1, негравленный шлиф.

6.107. Зона термического влияния непосредственно рядом со швом. Как Mg_2Si (темные выделения), так и Al_6 (Mn, Fe) (светло-серые выделения) были растворены и вновь выделились на границах зерен. 500 : 1, негравленный шлиф.

6.108. Металл шва. Mg_2Si (темные выделения) и Al_6 (Mn, Fe) на границах зерен. 500 : 1, негравленный шлиф.

Выделения, образовавшиеся при слишком большой погонной энергии и при неправильном выборе присадочного металла

6.109. Зона термического влияния (газовая сварка). Мелкие выделения состоят из $Al_2Mg_3Zn_3$, крупные представляют собой выделившиеся Mg_2Si и Al_6 Mn. 500 : 1, (20) табл. 2.4.

6.110. Металл шва (газовая сварка проволокой SAIZn3Mg2). Мелкие выделения состоят из $Al_2Mg_3Zn_3$, крупные (вытравившиеся) представляют собой частицы Mg_2Si и Al_6 Mn. 500 : 1, (20) табл. 2.4.

6.111. Металл шва (ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом проволокой SAIZn4Mg3). Эта проволока разработана для аргоно-дуговой сварки плавящимся электродом, при которой вырастает большое количество магния и цинка. При аргоно-дуговой сварке вольфрамовым электродом вследствие избытка этих элементов образуется $Al_2Mg_3Zn_3$ в свободном состоянии (мелкие частицы). 500 : 1, (20) табл. 2.4.

* Эта фаза в сплаве AlZn3Mg2 обычно не образуется.

** Исправлено при переводе. (Прим. ред.)

Оптимальная погонная энергия — выделений равновесных фаз нет

6.112. Металл шва (ручная аргоно-дуговая сварка проволокой SAIZn3Mg2). Только на отдельных границах зерен располагается небольшое количество $Al_2Mg_3Zn_3$. Крупные выделившиеся кристаллы состоят из Mg_2Si и Al_6 (Mn, Fe). 500 : 1, (20) табл. 2.4.

6.113. Металл шва (полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка проволокой SAIZn4Mg3). При сварке плавящимся электродом выгорание элементов настолько велико, что состав металла шва становится близким к составу основного металла. Структура такая же, как и на фото 6.112. 500 : 1, (20) табл. 2.4.

Форма зерен и ячеек

6.114. Переход от основного металла (слева) к металлу шва (справа) при ручной аргоно-дуговой сварке вольфрамовым электродом. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.115. Металл шва при ручной аргоно-дуговой сварке вольфрамовым электродом с присадкой проволоки SAIZn3Mg2. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.116. Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка неплавящимся или плавящимся электродом, переход от основного металла (слева) к металлу шва (справа). Несколько меньшее увеличение размеров зерен и ячеек, чем при ручной сварке. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.117. Полуавтоматическая аргоно-дуговая сварка плавящимся или вольфрамовым электродом. Металл шва, извлеченный проволокой SAIZn4Mg3, мелкие ячейки. 100 : 1, (20) табл. 2.4.

6.1.3.5. Сплав G-AlSi12CuNi

Ручная аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом с присадочным металлом такого же состава, что и основной металл.

Немодифицированная отливка

6.118. Литая структура основного металла, не подвергавшегося термическому влиянию сварки. Первичный твердый раствор алюминия (светлый) и пластинчатая эвтектика Al—Si (серая), 50 : 1, (19) табл. 2.4.

6.119. Переход к металлу шва (справа). Исходная литая структура (слева) не изменилась в результате нагрева при сварке. 50 : 1, (19) табл. 2.4.

6.120. Металл шва. Вследствие более быстрого охлаждения первичные кристаллы и эвтектика Al—Si мельче, чем у основного металла, отлитого в песчаную форму. 50 : 1, (19) табл. 2.4.

6.121. При большем увеличении более отчетливо видны выделения эвтектики Al—Si в литом основном металле. Наряду с кремнием присутствуют интерметаллические фазы и прежде всего Mg_2Si (темная). 200 : 1, (19) табл. 2.4.

6.122, 6.123. Металл шва. Часть кремния располагается в виде компактных выделений. Эвтектика мельче, чем в основном металле. 200 : 1, (19) табл. 2.4.

Модифицированная отливка

6.124. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Эвтектика значительно мельче, чем у немодифицированной отливки (см. также фото 6.118), а кремний имеет форму не пластинок или игл, а форму зерен. Модификация осуществляется введением нескольких сотых долей процента натрия перед разливкой. 50 : 1, (19) табл. 2.4.

6.125. Переход к металлу шва. Нагрев при сварке не устранил эффекта модифицирования. 50 : 1, (19) табл. 2.4.

6.126. Несмотря на то что нагрев при сварке вырастает, а присадочный металл G-AlSi12CuNi модифицирован не был, эффект модифицирования прояв-

ляется и в этом случае вследствие перемешивания с основным металлом. Благодаря более быстрому охлаждению структура еще мельче, чем у основного металла. 30 : 1, (19) табл. 2.4.

6.127. При большем увеличении отчетливо виден мелкозернистый кремний в эвтектике модифицированного основного металла (см. также 6.118). 200 : 1, (19) табл. 2.4.

6.128. Металл шва. Эвтектика и первичные кристаллы явно мельче, чем в сварных швах немодифицированной отливки (см. также 6.122 и 6.123). 200 : 1, (19) табл. 2.4.

6.2. МЕДЬ И СПЛАВЫ МЕДИ

6.2.1. ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТАЯ МЕДЬ

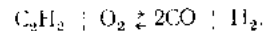
6.2.1.1. Основные положения для оценки структуры

Кислород является примесью, существенно влияющей на свариваемость меди. Он образует с медью преимущественно химическое соединение Cu_2O . Этот окисел плохо растворим в твердом металле. С медью он образует эвтектику при содержании кислорода около 0,3%.

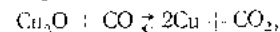
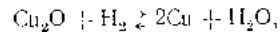
В процессе затвердевания жидкой меди, содержащей кислород, Cu_2O выделяется как составляющая эвтектики в виде узких оторочек на кристаллитах меди. Это наблюдается как в сварном шве (фото 6.165), так и в зоне термического влияния основного металла (фото 6.161). С выделением эвтектики по границам кристаллитов связано охрупчивание металла. Такие сварные соединения характеризуются малым углом изгиба.

Хорошо сваривается только безкислородная медь (классы качества S и D по TGL 14708 [6.5]). В этой меди при исследовании под микроскопом с 200-кратным увеличением не выявляется Cu_2O . Это означает, что ее содержание не превышает 0,001%.

При газовой сварке кислородсодержащей меди Cu_2O реагирует с водородом и окисью углерода, диффундирующими в металл шва и зону термического влияния. Эти газы являются промежуточными продуктами реакции горения ацетиленов:



В результате реакции с Cu_2O образуются водяной пар и двуокись углерода:



которые приводят к образованию пор (см. фото 6.162).

В основном металле, обработанном давлением в горячем состоянии, эвтектика $\text{Cu}-\text{Cu}_2\text{O}$ вырождается. Частицы Cu_2O имеют форму округлых включений (фото 6.158, 6.159, 6.160). В таком виде она не снижает пластичность металла. Поэтому при определенных обстоятельствах можно улучшить свойства сварных соединений кислородсодержащей меди путем проковки металла шва и зоны термического влияния при достаточно высоких температурах (выше температуры рекристаллизации).

Сварочные присадочные материалы содержат раскислители, предотвращающие окисление, и добавки, улучшающие жидкотекучесть. Обычно применяют проволоки SCuAg (0,8—1,2% Ag), SCuSn (0,4—1,0% Sn) и SCuSi (2,8—4,5% Si). При газовой сварке можно применять легированную присадочную проволоку SCu по TGL 14908 [6.6]. Окисление в этом случае предотвращают флюсы (сварочные пасты).

Металл шва, содержащий легирующие элементы (серебро, олово и кремний), склонен к внутрикристаллитной ликвации. В этом случае элементы распределяются в твердом растворе не равномерно, а располагаются преимущественно на границах ячеек или вблизи от них.

Такая неоднородность не влияет существенно на свойства металла шва. Микрхимическую неоднородность обнаруживают по различной травимости (светлая и темная окраска) различных участков внутри кристаллита.

6.2.1.2. Макроструктура при различных способах сварки

Газовая сварка. Сварной шов не прокован

6.129. Крупные, ориентированные кристаллы и многочисленные поры в шве и на границе сплавления.

Основной металл R—Cu99,5. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл SCuAg.

Температура подогрева: 650° С. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

Газовая сварка. Сварной шов прокован

6.130. Мелкозернистая, разориентированная структура без пор. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

Аргонно-дуговая сварка вольфрамовым электродом в различных положениях

Основной металл DR—Cu99,7. Толщина стенки трубы 8 мм. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл SCuSn.

6.131. Ванное положение.

6.132. Горизонтальное положение на вертикальной стенке.

6.133. Потолочное положение.

6.134. Ванное положение, шов прокован. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

Аргонно-дуговая сварка плавящимся электродом листов различной толщины

Основной металл DR—Cu 99,7. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл SCuSn. Температура подогрева 700° С.

6.135. Толщина листа 4 мм, один проход. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

6.136. Толщина листа 8 мм, два слоя. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

6.137. Толщина листа 10 мм, два слоя. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

6.138. Толщина 12 мм, 3 слоя. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

6.139. Толщина 20 мм, 5 слоев. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

Сварка под флюсом листов различной толщины

Основной металл DR—Cu 99,7, проволока SE—Cu 99,95, флюс SPC 5/100 с 5% алюминиевой крошки.

6.140. Толщина листа 10 мм, сварка без разделки кромок за один проход. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

6.141. Толщина листа 12 мм, сварка с Y-образной разделкой кромок за один проход. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

6.142. Толщина листа 20 мм, Y-образная разделка кромок, сварка с двух сторон. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

Электронно-лучевая сварка

Основной металл SE—Cu 99,95. Сварка без разделки кромок, без зазора и без присадочного металла.

6.143. Сварка без полного проникновения электронного луча. Искривленные линии являются изотермами кристаллизации. Они свидетельствуют о периодической кристаллизации. 10 : 1, (22) табл. 2.4.

6.144. Сварка проникающим лучом. Ванна слегка провисла. 10 : 1, (22) табл. 2.4.

6.145. Сечение параллельно верхней плоскости листа. Изогнутые линии в металле шва представляют собой не чешуйки, поскольку плоскость шлифа находится на глубине около 1 мм под ними, а изотермы кристаллизации, видимые в лагунерном шлифе. Наблюдается эпитаксиальный рост кристаллов зоны термического влияния в сварочную ванну. 10 : 1, (22) табл. 2.4.

6.2.1.3. Микроструктура при различных способах сварки

Безкислородная медь

Основной металл

6.146. $Si-Cu$ 99,95. Полигональная зернистая структура с двойниками. Cu_2O отсутствует. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.147. $DR-Cu$ 99,7. Такая же структура, но более крупнозернистая (большая толщина листа). 100 : 1, (22) табл. 2.4.

Зона термического влияния и зона сплавления

6.148. Аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом с присадочным металлом $S-CuSn$. Увеличение размера зерна в зоне термического влияния (слева). 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.149. Аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом с присадочным металлом $S-CuSn$. Зерна крупнее, чем на предыдущем рисунке, в связи с большой погонной энергией (тонкий лист). 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.150. Сварка под флюсом с присадочным металлом SCu (флюс $SPC 33/100$ с 5% алюминия). Крупные зерна в зоне термического влияния (слева) и в металле шва (справа). 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.151. Электроно-лучевая сварка без присадочного металла. В связи с небольшой погонной энергией зерна в зоне термического влияния (слева) и в металле шва (справа) мелкие.

Металл шва

6.152. $SCuSn$ (аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом). Крупные зерна неоднородного твердого раствора. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.153. $SCuAg$ (аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом). Неоднородная ячеистая структура. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.154. $SCuSi$ (аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом). Неоднородная ячеистая структура. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.155. SCu (сварка под флюсом). Крупные кристаллы с мелкими выделениями продуктов реакции флюса. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.156. SCu (газовая сварка). Очень крупные кристаллы, внутри которых расположены продукты реакции флюса. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.157. $SE-Cu$ 99,95. Зона проплавления при электроно-лучевой сварке без присадочного металла. Типичны мелкие «шероховатые» кристаллы и светлые изотермы кристаллизации. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

Кислородсодержащая медь

Основной металл

6.158. $R-Cu$ 99,7. На нетравленном шлифе отчетливо выделяются частицы Cu_2O . Медь содержит 0,08% кислорода. 100 : 1.

6.159. $R-Cu$ 99,7. Включения Cu_2O располагаются внутри полигональных кристаллитов. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.160. $E-Cu$ 99,9 с 0,06% кислорода. Частицы Cu_2O расположены внутри зерен. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

Зона термического влияния и зона сплавления

6.161. $R-Cu$ 99,7 с 0,08% кислорода (газовая сварка). Эвтектика $Cu-Cu_2O$ на границах и у вершин зерен в зоне термического влияния. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.162. $R-Cu$ 99,7 (газовая сварка). Поры в металле рядом со швом, образовавшиеся в результате восстановления Cu_2O водородом или окисью углерода. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.163. $E-Cu$ 99,9 (аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом). Рядом со сварным швом (справа) и зоне термического влияния (слева) на границах зерен и у вершин зерен образовались сетки хрупкой эвтектики $Cu-Cu_2O$. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.164. $R-Cu$ 99,5 (аргоно-дуговая сварка плавящимся электродом). Здесь особенно ярко выражены выделения хрупкой эвтектики в зоне термического влияния (справа). 100 : 1, (22) табл. 2.4.

Металл шва

Стандартные присадочные материалы для сварки не содержат кислорода. Однако при сварке кислородсодержащей меди в результате перемешивания с основным металлом может образоваться Cu_2O .

6.165. Аргоно-дуговая сварка меди $R-Cu$ 99,5, содержащей 0,10% кислорода, проволокой $S-CuSn$. В результате сильного перемешивания присадочного металла с основным металлом, содержащим большое количество кислорода, в металле шва образовалась эвтектика $Cu-Cu_2O$. 100 : 1, нетравленный шлиф.

6.2.2. МЕДНОЦИНКОВЫЕ СПЛАВЫ

6.2.2.1. Основные положения для оценки структуры

На рис. 6.166 показана диаграмма состояния $Cu-Zn$. В соответствии с этой диаграммой в технических медноцинковых сплавах (латунях), содержащих до 42% цинка, могут образовываться две структурные составляющие: α - и β -твердые растворы, называемые часто α - и β -латунями, α -твердый раствор обогащен медью.

Сплавы, содержащие менее 32,5% цинка, являются однофазными. При более высоких содержаниях цинка в результате переохлаждения в структуре могут существовать β -твердые растворы (с уменьшением температуры линии раздела фаз $\alpha/\alpha + \beta$ на диаграмме состояния смещается в сторону цинка).

Например, латунь $CuZn37$, имеющая обычно однофазную α -структуру, при быстром охлаждении от температуры выше $650^\circ C$ может содержать β -фазу. Это происходит при сварке. β -фаза снижает пластичность металла в холодном состоянии.

В сплавах, содержащих более 39% цинка, всегда присутствует β -фаза. Ее количество определяется зависимостью положения границы раздела фаз $\alpha/\alpha + \beta$ и $\alpha + \beta/\beta$ от температуры, содержанием цинка, а также в значительной степени и тепловым воздействием; чем выше максимальная температура и чем

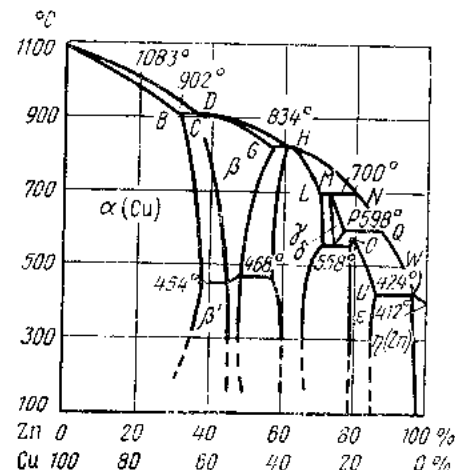


Рис. 6.166. Диаграмма состояния сплавов меди с цинком

больше скорость охлаждения, тем большее количество β -фазы должно содержаться в структуре. Поэтому в зоне термического влияния и в металле шва латуни CuZn40 содержание β -фазы больше, чем в основном металле. Только одна β -фаза образуется при содержании цинка более 45%. Такие сплавы в технике не применяются.

Хорошо обрабатываются резанием α/β -латуни, легированные оловом. Олово содержится в форме мелких включений, представляющих собой обособленную фазу в структуре. Оно повышает склонность к образованию пор при сварке.

Наиболее отрицательным явлением при сварке латуни является испарение цинка (цинк имеет температуру кипения 907° С). Поэтому не всегда удастся предотвратить образование пор. Присадочные материалы для сварки латуни содержат раскислители, такие как кремний и марганец. Например, проволока SCuZn4 легирована 0,1–0,3% кремния. Кроме того, и при сварке в защитных газах применяют флюсы. Сварные швы с пониженным содержанием цинка отличаются более темным цветом.

6.2.2.2. Латунь CuZn30

Аргано-дуговая сварка вольфрамовым электродом
(берцовое соединение)

6.167. Основной металл. Структура состоит из однородных, полиэдрических кристаллов α -твердого раствора. 200 : 1, (22) табл. 2.4.

6.168. Переход к металлу шва (справа). Структура α -твердого раствора. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.169. Металл шва. Структура α -твердого раствора. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.2.2.3. Латунь CuZn37

6.170. Основной металл. Рекристаллизованная структура, полиэдрические кристаллы α -твердого раствора. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.171. Холоднодеформированный металл, вытянутые кристаллы α -твердого раствора. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.172. Быстрое охлаждение от температуры выше 650° С. Темные кристаллы β -твердого раствора в светлой матрице. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

Аргано-дуговая сварка вольфрамовым электродом
(присадочный металл SCuZn40)

6.173. Зона сплавления. В зоне термического влияния образовался твердый раствор. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.174. Металл шва. Темно протравленный β -твердый раствор на границах зеек. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

Контактная точечная сварка

6.175. Зона сплавления. В связи с ограниченным тепловым воздействием твердый раствор не образовался. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.176. Сварной шов. Очень мелкозернистая структура, состоящая из неоднородного α - и β -твердого раствора. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.2.2.4. Латунь CuZn40Pb2

Аргано-дуговая сварка вольфрамовым электродом
(присадочный металл SCuZn40)

6.177. Основной металл. Белая составляющая — α -твердый раствор, серая составляющая — β -твердый раствор, темная составляющая — олово. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.178. Зона сплавления. В зоне термического влияния (слева) α/β -структура основного металла крупноиглообразная. Форма и расположение частиц олова не изменились. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.179. Металл шва SCuZn40. Игольчатая $\alpha + \beta$ -структура. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.2.3. МЕДНООЛОВЯННЫЕ СПЛАВЫ

6.2.3.1. Основные положения для оценки структуры

Структуры, соответствующие равновесной диаграмме состояния, у медно-оловянных сплавов в производственных условиях не образуются. В этом случае

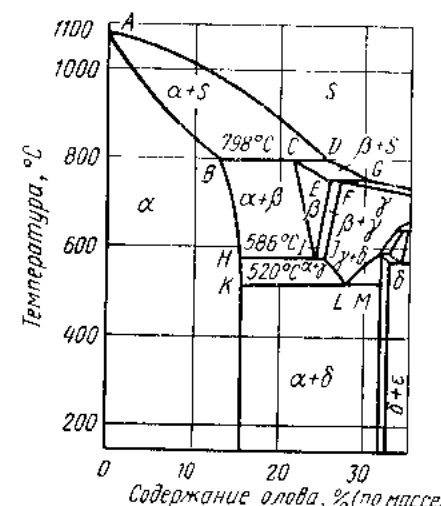


Рис. 6.180. Практическая диаграмма состояния меднооловянных сплавов, пригодная для условий их обработки в промышленных условиях

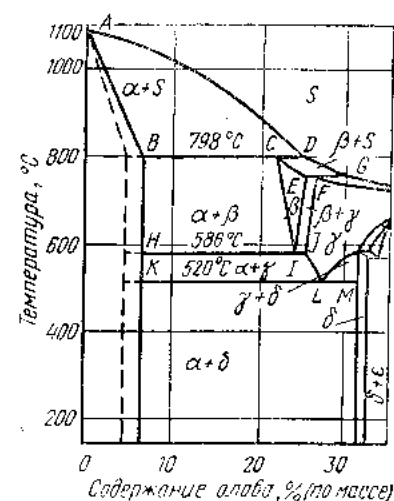


Рис. 6.181. Практическая диаграмма состояния для литых меднооловянных сплавов

для оценки структур пользуются так называемой практической диаграммой, показанной на рис. 6.180.

В соответствии с этой диаграммой для металлографических исследований сварных соединений можно принять, что при комнатной температуре в меди растворится примерно 15% олова с образованием α -твердого раствора.

При больших содержаниях олова сплав приобретает двухфазную $\alpha + \delta$ -структуру. Кристаллическая δ -фаза обладает большой твердостью и имеет состав Cu₂₁Sn₈. Она образуется при комнатной температуре в сплаве, обработанном в неравновесных, т. е. в обычных производственных, условиях.

В литой структуре (металл шва) всегда возникает кристаллическая ликвация, связанная с широким температурным интервалом кристаллизации и малой скоростью диффузии. Затвердевшие вначале кристаллы твердого раствора с меньшим содержанием олова располагаются в кристаллах, обогащенных оловом. Однородную структуру получают путем диффузионного отжига при температуре выше 550° С. Для литого состояния справедлива диаграмма, показанная на рис. 6.181.

6.2.3.2. Сплав CuSn6

Аргонно-дуговая сварка вольфрамовым электродом (присадочный металл SCuSn6)

6.182. Полнздрическая зернистая структура основного металла, гомогенизированный при деформации в горячем состоянии. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

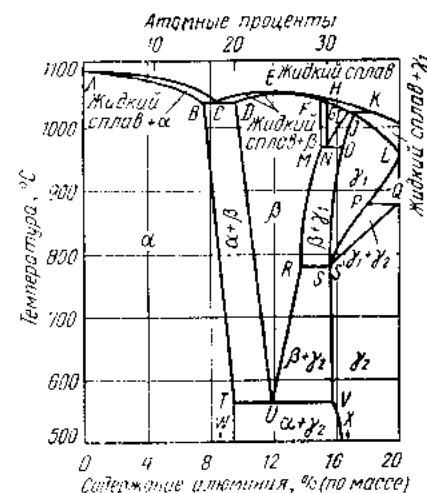
6.183. Зона термического влияния. Несмотря на однородную структуру основного металла, гомогенизация была неполной. Поэтому в результате нагрева при сварке участки, обогащенные цинком, расплавились. Они разделены участками с полигональной структурой, содержащими меньшее количество цинка и переплавленными при сварке. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.184. Металл шва. Крупнозернистая структура неоднородного α -твердого раствора. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.2.4. МЕДНОАЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

6.2.4.1. Основные положения для оценки структуры

В соответствии с диаграммой состояния (рис. 6.185) в медном α -твердом растворе растворяется при температурах 1035, 565°С и комнатной соответственно 7,4; 9,4 и около 9% алюминия. Более высокое содержание алюминия ведет к образованию при температурах выше 565°С β -фазы Cu_2Al , распадающейся ниже этой температуры с образованием очень хрупкого эвтектоида ($\alpha + \gamma_2$). В результате быстрого охлаждения устойчивые β -фазы Cu_2Al сохраняются до комнатной температуры. Железо также замедляет ее распад. Поэтому производят сплавы, в состав которых входит до 4% железа (CuAl18Fe и CuAl10Fe). При сварке они менее склонны к выделению ($\alpha + \gamma_2$)-эвтектоида в зоне термического влияния.



Присадочных металлов, содержащих железо, нет. При очень медленном охлаждении в результате ликвации может образовываться ($\alpha + \gamma_2$)-эвтектоид и в однофазном металле шва.

Рис. 6.185. Диаграмма состояния медно-алюминиевых сплавов

6.2.4.2. Сплав CuAl5

Аргонно-дуговая сварка вольфрамовым электродом (присадочный металл SCuAl6)

6.186. Основной металл. Полнздрическая структура α -твердого раствора. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.187. Укрупнение зерна в зоне термического влияния. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.188. Переход от зоны термического влияния основного металла (слева) к металлу шва (справа). 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.189. Металл шва, охлажденный с нормальной скоростью при однопроводной сварке. Неоднородный α -твердый раствор. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.190. Медленно охлажденный металл многослойного шва, подвергавшийся тепловому воздействию при наложении последующих слоев. Тепловое воздей-

ствие при наложении последующих слоев способствовало не гомогенизации, а образованию ($\alpha + \gamma_2$)-эвтектоида * на границах зерен в областях неоднородного твердого раствора, обогащенного алюминием. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

6.2.5. МЕДНОНИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ

6.2.5.1. Основные положения для оценки структуры

Медь и никель обладают полной взаимной растворимостью как в жидком, так и в твердом состоянии. Таким образом, структура всех сплавов состоит из кристаллов одного типа. В литом состоянии (металл шва) обычно наблюдается сильная кристаллическая ликвация, поскольку взаимная диффузия протекает очень медленно. В этом случае твердый раствор неоднороден.

Небольшие добавки железа в пределах 1% существенно повышают коррозионную и эрозионную стойкость сплавов и не влияют на их структуру и свариваемость. Поэтому железо содержится во многих медноникелевых сплавах.

6.2.5.2. Сплав CuNi20Fe

Контактная точечная сварка

6.191. Основной металл в холоднодеформированном состоянии. Выгнутые кристаллы однородного α -твердого раствора. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.192. Переход к зоне плавления. Основной металл (слева) рекристаллизовался в результате теплового воздействия при сварке. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.193. Ядро точки. Мелкозернистая структура неоднородного α -твердого раствора. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.3. НИКЕЛЬ И НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ

6.3.1. ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫЙ НИКЕЛЬ

6.3.1.1. Основные положения для оценки структуры

Поскольку никель не претерпевает аллотропических превращений, термическое воздействие при сварке особого влияния на его структуру не оказывает. Никель можно сваривать только в отожженном, но не в холоднодеформированном состоянии. В никеле, упрочненном холодной деформацией, сварочные напряжения при определенных условиях не снимаются в результате скольжения. Вследствие этого образуются трещины.

Наиболее опасной примесью в никеле является сера. Ее растворимость при комнатной температуре равна всего 0,005%. При более высоком содержании серы на границах зерен выделяется сульфид Ni_3S_2 . Он образует с никелем эвтектику, плавящуюся при 645°С и вызывающую при сварке и горячей деформации образование трещин по границам зерен. Наличие сульфида Ni_3S_2 снижает также пластичность сплавов при комнатной температуре.

Сера может проникать в металл из окружающей среды (при отжиге) или из поверхностных слоев (масла, смазки). Поэтому зона шва и прилегающие к ней участки металла должны перед сваркой особенно тщательно очищаться и обезжириваться. Сера очень быстро проникает по границам зерен никеля, и уже незначительные поверхностные загрязнения могут быть причиной межкристаллитных разрушений.

Углерод повышает прочность никеля при растяжении, предел текучести, твердость и упругость в холодном состоянии. При содержании более 0,02% углерод снижает коррозионную стойкость никеля в расплавленных щелочах. Поэтому предпочтителен низкоуглеродистый никель, содержащий углерод в пределах его растворимости при комнатной температуре, равной 0,02%. Стабильный

* Исправлено при переводе. (Прим. ред.)

карбид никеля не образуется, нерастворившийся углерод присутствует в структуре в виде свободного графита.

Газы, содержащиеся в атмосфере, вызывают образование пор в металле швов сварных соединений никеля.

Для предотвращения образования пор в присадочные металлы вводят до 4% титана и 1% алюминия. Добавка этих элементов на структуру сварных швов не влияет.

6.3.1.2. Структура сварных соединений технически чистого никеля Ni99,8

Ручная дуговая сварка

Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл: электроды S—NiTi4.

6.194. Отчетливо видны отдельные слои шва. Отдельные кристаллы прорастают через несколько слоев. Корень шва удален и подварен. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

6.195. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Полнздрическая зернистая структура. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.196. Переход к металлу шва (справа). Структура основного металла (слева), прилегающего к границе сплавления, в результате термического влияния укрупнилась незначительно. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.197. Металл шва. Ячеистая структура неоднородного твердого раствора. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.198. Металл шва с зацеплением двух различно протравлившихся дендритов. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

Аргонно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

6.199. Сварка без зазора. Качественное соединение. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

6.200. Сварка с зазором 2 мм. Корень шва несколько шире, чем при сварке без зазора. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

Микроструктура такая же, как и при ручной дуговой сварке покрытыми электродами.

Контактная точечная сварка

Основной металл: технически чистый никель Ni 99,6, толщина листа 0,5 мм.

6.201. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Мелкозернистая полнздрическая структура. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.202. Переход к шву (справа). Структура в зоне термического влияния (слева) не изменилась. По сравнению с предыдущим рисунком образец повернут на 90°. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.203. Середина сварной точки. Структура состоит из ориентированных крупных кристаллов. Вверху и внизу видны линии сплавления. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.3.2. КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ НИКЕЛЯ

6.3.2.1. Основные положения для оценки структуры

Наиболее высокую коррозионную стойкость имеют сплавы с однофазной структурой.

Это следует иметь в виду и при сварке никелевых сплавов.

Если однофазная структура получена принудительно путем закалки от высоких температур (отжиг на твердый раствор), то она не стабильна. Поэтому при нагреве в процессе сварки образуются равновесные фазы, что ведет к значитель-

ному снижению коррозионной стойкости. Своевременное определение таких нежелательных выделений является главной задачей металлографических исследований сварных соединений коррозионностойких сплавов никеля. Эти выделения не обнаруживаются с помощью обычного оптического микроскопа. Особенно неблагоприятен тот случай, когда выделяющиеся фазы располагаются на границах зерен. Это может привести к межкристаллитной коррозии и образованию трещин по границам зерен.

Важнейшими группами коррозионностойких никелевых сплавов являются сплавы с медью, хромом, молибденом (а также с хромом и железом).

Сплавы никеля с медью имеют в равновесном состоянии однофазную структуру. Оба этих элемента обладают полной взаимной растворимостью и в твердом состоянии. Таким образом, нагрев при сварке не может вызвать образования выделений избыточных фаз. Вследствие малой скорости диффузии в сварном шве образуются зоны неоднородного твердого раствора, что, однако, не снижает коррозионную стойкость.

Дисперсионно твердеющие никельмедные сплавы (они содержат титан и алюминий) имеют аналогичную структуру. Их надо сваривать после отжига на твердый раствор, а затем подвергать упрочнению.

Обычно применяемые никельхромовые сплавы в равновесном состоянии также имеют однофазную структуру. Никель может растворять при комнатной температуре до 29% хрома. Большее количество хрома в сплавы не вводят. Присадки железа у некоторых сплавов не изменяют структуру. Только при высоких содержаниях железа может образовываться σ -фаза FeCr.

Сплавы никеля с молибденом (и железом), а также с молибденом и хромом применяют в неравновесном структурном состоянии. В противном случае в их структуре содержались бы фазы Ni_3Mo_2 и $NiMo_3$ или тройная σ -фаза Cr—Ni—Mo и коррозионная стойкость была бы низкой. Кроме того в этих сплавах могут образовываться карбиды Me_6C и $Me_{23}C_6$.

Поэтому перед применением эти сплавы отжигают на твердый раствор.

Для предотвращения выделений интерметаллических соединений на границах зерен при сварке нужно обращать внимание на то, чтобы тепловложение было бы возможно меньшим. Диффузионные процессы в никельмолибденовых сплавах без хрома протекают настолько медленно, что при правильном выборе режима сварки коррозионная стойкость не ухудшается.

Сварные соединения никельмолибденхромовых сплавов должны всегда отжигаться на твердый раствор.

Для того чтобы обеспечить коррозионную стойкость сварных соединений, для всех сплавов никеля применяют только такие присадочные металлы, которые имеют одинаковый состав с основным металлом.

6.3.2.2. Структура отдельных участков сварных соединений

Никельмедные и никельхромовые (железные) сплавы

У этих стабильно однофазных сплавов сварка не вызывает каких-либо изменений структуры. Отдельные марки этих сплавов являются дисперсионотвердеющими, чего, однако, нельзя установить металлографическим анализом. Образующаяся структура в значительной степени соответствует структуре технически чистого никеля. В шве обычно резко выражена кристаллическая ликвация. Структуру никельхромовых сплавов см. также в разделе 6.3.3.2.

6.204. Металл шва S—NiCu30Mn. Неоднородный твердый раствор. 100:1, (12) табл. 2.4.

Никельмолибденовые сплавы (NiMo30)

Аргонно-дуговая сварка вольфрамовым электродом. Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°, два слоя (сварка с двух сторон). Присадочный металл S—NiMo3.

Предварительная термическая обработка: отжиг на твердый раствор при 1150—1175° С, охлаждение в воде. Последующая термическая обработка не производилась.

6.205. В основном металле термическое влияние сварки незаметно. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

6.206. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки, в состоянии после отжига на твердый раствор. Структура полиэдрического твердого раствора без выделений. Мелкие точки образовались при электролитическом полировании. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.207. Зона термического влияния. Кристаллиты несколько увеличились. Мелкие выделения по границам зерен улучшили травимость структуры. На коррозионную стойкость они еще не влияют. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.208. Переход к металлу шва (справа). На границах зерен основного металла, подвергавшегося термическому влиянию сварки (слева), видны отдельные выделения. В результате сильного травления они вытравились. На межкристаллитную коррозию эти выделения не влияют. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.209. Металл шва. Ячеистая структура неоднородного твердого раствора. Неоднородность не влияет на коррозионную стойкость. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.210. Зона сплавления после отжига на твердый раствор. Выделения по границам зерен в зоне термического влияния исчезли, металл шва однородный. Мелкие точки образовались при электролитическом полировании. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.211. Трещины по границам зерен в зоне термического влияния в результате образования выделений при сварке со слишком большой погонной энергией. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.212. Трещины, показанные на предыдущем рисунке, раскрывшиеся при испытании на изгиб. Угол изгиба равен всего 20°. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

Проволока NiMo30 (контактная стыковая сварка)

Предварительная обработка: холодное волочение.

6.213. Вверху грат удален. Зона термического влияния очень широкая. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

6.214. Проволока после холодного волочения, не подвергавшаяся термическому влиянию сварки. Не травится даже царской водкой. Видны только единичные выделения. 200 : 1, (18) табл. 2.4.

6.215. Зона термического влияния. В этой зоне в результате нагрева при сварке металл проволоки рекристаллизовался и на границах зерен выделились интерметаллические фазы. 200 : 1, (18) табл. 2.4.

6.216. Зона соединения. Структура неоднородного твердого раствора с выделениями на границах зерен. 200 : 1, (18) табл. 2.4.

Никельмолибденхромовые сплавы (NiMo16Cr) (аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом)

Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°, два слоя (сварка с двух сторон). Присадочный металл S—NiMo16Cr.

Предварительная термическая обработка: отжиг на твердый раствор при 1200—1300° С, охлаждение в воде. Последующая термическая обработка, отжиг на твердый раствор.

6.217. В основном металле тепловое влияние сварки не заметно. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

Структура перед отжигом на твердый раствор

6.218. Начало зоны термического влияния. Образовались мелкие выделения на границах зерен. Коррозионную стойкость они еще не снижают. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.219. Участок растворения выделений в зоне термического влияния. На этом участке температура нагрева соответствовала температуре отжига на твердый раствор, и поэтому выделений практически нет. Точки представляют собой ямки травления. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.220. Зона термического влияния непосредственно рядом со швом. Здесь тепловое влияние сказывалось в наибольшей степени. Частично оплавленные границы зерен густо покрыты выделениями. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.221. При большем увеличении становится видна форма выделений, показанных на предыдущем фото. 500 : 1, (12) табл. 2.4.

6.222. Зона термического влияния рядом со швом. Межкристаллитная коррозия в кипящей соляной кислоте. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.223. Металл шва. Ячеистая структура неоднородного твердого раствора с отдельными выделениями. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.224. Металл шва. Выделения при большем увеличении. 500 : 1, (12) табл. 2.4.

Структура после отжига на твердый раствор

6.225. Основной металл. Все интерметаллические соединения растворены. Темные составляющие — неметаллические включения. Структура состоит из полигональных кристаллов с двойниками. 100 : 1, (18) табл. 2.4.

6.226. Зона сплавления. Выделения по границам зерен в зоне термического влияния (слева) растворены. Имеются только крупные, не связанные между собой частицы, образовавшиеся в результате кристаллической ликвации. Коррозионную стойкость они не снижают. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

6.227. Металл шва. Неполностью растворенные выделения коагулируют и не образуют непрерывной сетки. В результате травления они увеличиваются. 100 : 1, (12) табл. 2.4.

Проволока NiMo16Cr (контактная стыковая сварка)

Предварительная обработка: холодное волочение. Последующая термическая обработка: а) без термической обработки (исправительно); б) отжиг на твердый раствор (правильно).

6.228. Зона термического влияния и плоскость шва сильно отличаются друг от друга. Грат не удален. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

Структура без отжига на твердый раствор

6.229. У холоднотянутой проволоки структура не выявляется даже при травлении царской водкой. Травление выявляет только выделения. 200 : 1, (18) табл. 2.4.

6.230. Зона термического влияния с выделениями на границах зерен. 200 : 1, (18) табл. 2.4.

6.231. Плоскость стыка с выделениями по границам зерен. 200 : 1, (18) табл. 2.4.

Структура после отжига на твердый раствор

6.232. Основной металл. Полиэдрическая структура с двойниками, выделений нет. 100 : 1, (18) табл. 2.4.

6.233. Зона соединения. Более мелкая полиэдрическая структура, чем у основного металла. Выделений нет. 100 : 1, (18) табл. 2.4.

6.3.3. ЖАРОПРОЧНЫЕ И ЖАРОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ НИКЕЛЯ

6.3.3.1. Основные положения для оценки структуры

Жаропрочностью и жаростойкостью обладают сплавы никеля, содержащие от 15 до 20% хрома. Часто они содержат добавки кобальта и молибдена. Кроме того, жаропрочность может существенно повышаться в результате дисперсион-

ного твердения. Последнее достигается путем дополнительного легирования алюминием (примерно до 1,5%) и титаном (примерно до 3,5%). Охлаждение после отжига на твердый раствор при температурах выше 1100°С производят на воздухе. Последующее старение ведет к образованию комплексных выделений, предшествующих выделению $Ni_3(Al, Ti)$. Признаки дисперсионного твердения на шлифе обнаружить нельзя. Сварку следует вести после отжига на твердый раствор. После сварки детали подвергают искусственному старению при 600—700°С. Состаренные сварные соединения разрушаются обычно ридом со швом.

Структура сварных соединений должна быть однофазной. Опасны выделения на границах зерен, поскольку они вызывают образование трещин. Это вызывает необходимость отжига на твердый раствор перед сваркой. Предварительный подогрев деталей не обязателен.

Присадочные металлы соответствуют по своему составу свариваемым сплавам. Они не содержат алюминия. Для связывания углерода в стабильные карбиды в них вводят титан и ниобий. Металл шва становится склонным к старению в результате перемещения с основным металлом.

6.3.3.2. Структура отдельных участков сварных соединений

Сплав NiCr20TiAl (ручная дуговая сварка)

Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°, три слоя. Присадочный металл: электроды S—NiCr15FeNb.

Предварительная термическая обработка: отжиг на твердый раствор 8 ч при 1080°С, охлаждение на воздухе. Последующая термическая обработка: искусственное старение 16 ч при 700°С, охлаждение на воздухе.

6.234. Кристаллиты металла шва проросли из одного слоя в другие, в результате чего создается впечатление однослойной сварки. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

6.235. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Однородная, поликристаллическая структура твердого раствора. 100 : 1, (18) табл. 2.4.

6.236. Переход к металлу шва (справа). Структура основного металла в зоне термического влияния не изменилась. 100 : 1, (18) табл. 2.4.

6.237. Металл шва. Структура неоднородного твердого раствора. На некоторых границах зерен имеются выделения, которые, однако, не вызывают трещин. 100 : 1, (18) табл. 2.4.

Сплав NiCr15Fe7TiAl (ручная дуговая сварка)

Подготовка кромок V-образная, угол разделки 60°. Присадочный металл: электроды S—NiCr15FeMn. Предварительная термическая обработка: отжиг на твердый раствор 4 ч при 1150°С, охлаждение на воздухе. Последующая обработка: искусственное старение 20 ч при 700°С, охлаждение на воздухе.

6.238. Кристаллиты металла шва проросли через отдельные слои. При сварке корень шва был удален и подварен. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

6.239. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. При отжиге растворились не все выделения, однако на границах зерен их нет. 100 : 1, (18) табл. 2.4.

6.240. Переход к металлу шва (справа). Тепловое воздействие при сварке вызвало лишь незначительное увеличение зерен основного металла (слева). 100 : 1, (18) табл. 2.4.

6.241. Металл шва. Структура неоднородного твердого раствора с отдельными выделениями на границах зерен. 100 : 1, (18) табл. 2.4.

6.4. ТИТАН И СПЛАВЫ ТИТАНА

6.4.1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРУКТУРЫ

Титан имеет две аллотропические модификации: гексагональный α - и кубический объемноцентрированный β -титан. От абсолютного нуля до 882°С стабильна α -модификация. При более высоких температурах устойчива β -фаза.

В результате фазовых превращений при термической обработке свойства титана и его сплавов изменяются. Это означает, что термическое воздействие при сварке также должно сильно влиять на структуру и свойства металла.

Структура титана и его сплавов определяется главным образом скоростью охлаждения от температур соответствующих области существования β -модификации.

Легирование стабилизирует либо α -, либо β -фазу. Они сдвигают температуры превращения вверх или вниз, что дополнительно влияет на характер структуры. Образующиеся в результате полного или частичного подавления $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения неравновесные структуры можно привести в состояние, близкое к равновесному, путем отпуска (тепловое воздействие). При этом образуются различные промежуточные состояния.

У технически чистого титана в отличие от некоторых сплавов β -фаза не сохраняет устойчивости при охлаждении до комнатной температуры. При быстром охлаждении она превращается в значительной степени в структуру мартенситного типа — α' -фазу или «титановый мартенсит». Этот «мартенсит» имеет мало общего по своим свойствам с соответствующей структурой стали. Он лишь несколько прочнее и тверже α -титана.

При нормальной скорости охлаждения литого металла (металла шва) превращение ведет, так же как и у мягких углеродистых сталей, к образованию структуры, состоящей из пластинок или игл, ориентированных определенным образом по отношению к первичным кристаллам. Эту видоизмененную структуру у титана называют корзинчатой. В сплавах, содержащих элементы, стабилизирующие α -фазу, протекают такие же превращения, как и в чистом титане. α -стабилизаторами являются кислород, азот, углерод, алюминий и бор.

В сплавах, содержащих достаточное количество β -стабилизирующих элементов, вплоть до комнатной температуры превращений не происходит. У этих сплавов изменение структуры в результате теплового воздействия при сварке или термической обработке не наблюдается (так же как и у высоколегированных ферритных или аустенитных сталей). β -стабилизаторами являются цирконий, молибден, ванадий, ниобий, тантал, хром, железо, кобальт, медь, марганец, никель, кремний, вольфрам, олово и водород.

Более сложную структуру имеют сплавы, которые содержат α - и β -стабилизаторы или сплавы, у которых концентрация β -стабилизирующих элементов недостаточна для того, чтобы снизить температуру превращения до комнатной. Эти так называемые α/β -сплавы чувствительны к тепловому воздействию и изменяют свои свойства при термической обработке. Их применяют в качестве конструктивных материалов, в то время как технически чистый титан и α -сплавы — главным образом для узлов, от которых требуется высокая коррозионная стойкость. Однофазные α -сплавы могут также содержать α - и β -стабилизаторы. В этом случае влияние α -стабилизирующих элементов настолько превышает влияние β -стабилизирующих элементов, что температура превращения сильно повышается и β -фаза не сохраняется устойчивой при охлаждении до комнатной температуры. Однако существуют β -сплавы, содержащие α -стабилизаторы. Такой принцип легирования, связанный с противоположным влиянием отдельных элементов на структуру, используют для повышения прочности и коррозионной стойкости.

α/β -сплавы имеют в равновесном состоянии структуру, состоящую из α - и β -титана. С повышением температуры содержание β -модификации увеличивается. При закалке β -фаза частично может сохранить устойчивость до комнатной температуры. В этом случае ее содержание в структуре данного сплава зависит от температуры отжига и скорости охлаждения.

При отпуске переохлажденный и нестабильный β -титан превращается в α -титан. Это превращение идет с образованием промежуточной ω -фазы. Наличие этой фазы вызывает упрочнение сплава: прочность и твердость повышаются, а пластические свойства снижаются. С помощью оптического микроскопа ω -фазу обнаружить нельзя. Образование этой фазы можно установить наиболее надежно измерениями твердости. Однозначная идентификация ω -фазы на изображении, полученном с помощью электронного микроскопа, затруднительна.

При комнатной температуре выделений ω -фазы нет. Упрочнение достигается естественным старением при температурах от 300 до 600° С. Небольшое количество ω -фазы может образовываться и при медленном охлаждении от β -области, например в металле шва и в зоне термического влияния при сварке. Образование этой фазы можно установить по термокинетическим диаграммам, построенным для наиболее распространенных сплавов. В процессе непрерывного охлаждения образованию ω -фазы сопутствует еще и образование α' -фазы (мартенсит). Образование «мартенсита» происходит при более высоких скоростях охлаждения, чем выделение ω -фазы. Из α' -фазы ω -фаза при отпуске образоваться не может. После распада нестабильного β -титана на ω -фазу и α -фазу, α -фаза превращается вместе с ω -фазой в стабильный α -титан. Очень медленным охлаждением, например в печи, можно получить также стабильную $\alpha + \beta$ -структуру без образования промежуточной фазы α' .

Это утверждение справедливо только тогда, когда легирующие элементы растворены в титане. Многие металлы образуют с титаном твердые растворы замещения. Некоторые элементы образуют с ним соединения (главным образом при повышенных концентрациях). Эти интерметаллические фазы образуются очень медленно и только при длительном воздействии высоких температур или при охлаждении с печью. Они вызывают сильное охрупчивание.

Особенно сильно охрупчиваются и упрочняются титан и его сплавы при попадании в них газов. Титан растворяет очень большие количества азота, кислорода и водорода. α -титан может растворять до 14% (по массе) кислорода.

Уже при содержании названных газов в количестве менее 1% происходит недопустимое снижение пластичности. Поэтому при сварке участки шва и зона термического влияния, нагретые выше 400° С, должны быть защищены от доступа газов атмосферы. Наиболее целесообразна электронолучевая сварка в высоком вакууме. Наиболее распространена аргоно-дуговая сварка вольфрамовым или плавящимся электродом. Применяемые для этой цели сопла для защитного газа должны иметь больший диаметр, чем, например, при сварке алюминия. Кроме того, еще горячие участки шва позади горелки должны быть защищены дополнительным козырьком с потоком аргона, который покрывает также и зону термического влияния основного металла. Возможна сварка под бескислородными флюсами. Термическую обработку ведут в вакууме или в инертном газе.

Выделение ω -фазы при непрерывном охлаждении α/β -сплавов вызывает охрупчивание металла шва и зоны термического влияния этих материалов. Для уменьшения охрупчивания сварку ведут с подогревом или отжигают сваренные изделия. Режимы подогрева и отжига надо назначать так, чтобы не образовывались интерметаллические соединения.

6.4.2. ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫЙ ТИТАН ЕМО—Ti110

6.4.2.1. Структура основного металла

6.242. Полностью рекристаллизованное состояние. Полиэдрическая структура. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.243. Титан сильно деформированный в холодном состоянии. Структура не выявляется. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.244. Структура после неполной рекристаллизации. Кристаллиты частично еще вытянуты. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.245. То же, что и на предыдущем фото, более крупное зерно. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.246. То же, что и на предыдущем фото, дальнейшее развитие рекристаллизации. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.247. Титановый «мартенсит». Образовался в результате закалки от температур 900—1000° С. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.248. Литая структура. Образовалась в результате охлаждения из β -области с умеренной скоростью. Игольчатые и пластинчатые α -кристаллы. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.4.2.2. Структура при различных способах сварки

Аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

6.249, 6.250, 6.251, 6.252. Стыковые сварные соединения листов разной толщины. Металл шва и зоны термического влияния имеют более крупнозернистую структуру, чем основной металл. 2 : 1, (2) табл. 2.4.

6.253. Угловой шов катаных профилей. Металл шва и зоны термического влияния отличается крупными кристаллами. 2 : 1, (2) табл. 2.4.

6.254. Угловой шов, соединяющий заготовку из деформированного сплава (слева) с отливкой (справа). Для отливки характерна грубая структура игольчатого строения. Структура сварного шва и отливки одинакова. В зоне термического влияния деформированного металла размер зерна увеличился. 2 : 1, (2) табл. 2.4.

6.255. Металл шва. Корзинчатая структура, состоящая из ориентированных проросших друг в друга пластин или игл. 200 : 1, (2) табл. 2.4.

6.256. Зона термического влияния в полностью рекристаллизованном металле. Увеличение зерен, частичное образование отдельных широких игл. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.257. Начало зоны термического влияния в неполовноту рекристаллизованном металле. Увеличение зерен и начинающееся игольчатое строение. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.258. Зона термического влияния у титана, сильно деформированного в холодном состоянии. Нагрев при сварке вызывает вначале рекристаллизацию (слева), а затем рост зерна (справа). 200 : 1, (24) табл. 2.4.

Электронолучевая сварка

6.259. При выбранном большом увеличении игольчатая структура видна уже на макрошлифе. Сварной шов и зона термического влияния уже, чем при аргоно-дуговой сварке вольфрамовым электродом (учесть масштаб), кристаллы увеличиваются незначительно. 20 : 1, (24) табл. 2.4.

6.260. Зона термического влияния. Тонкая игольчатая и пластинчатая структура. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.261. Металл шва. Очень тонкая корзинчатая структура. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

Контактная точечная сварка

6.262, 6.263. Сварные точки отличаются крупными, ориентированными кристаллами. 5,1 (2) табл. 2.4.

6.264. Титановый «мартенсит» (α') в сварной точке. На границах первичных β -кристаллов меняется ориентация игл и пластинок α' -фазы. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

Сварка под флюсом

6.265. Крупнозернистый металл шва и зоны термического влияния. 2 : 1, (2) табл. 2.4.

6.266. Металл шва. Значительно более грубая корзинчатая структура, чем при аргоно-дуговой сварке вольфрамовым электродом (см. фото 6.255). 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.4.3. Сплав TiAl3

Аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом с присадочным металлом такого же состава

6.267. Металл шва и зоны термического влияния отличаются большими размерами зерен. 2 : 1, (2) табл. 2.4.

6.268. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Рекристаллизованная полиэдрическая структура α -титана (TiAl3 представляет собой α -сплав с 3% Al). 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.269. Зона термического влияния. Увеличение размеров зерна и начинающееся образование игл и пластин. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.270. Металл шва. Грубая корзинчатая структура. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.4.4. Сплав TiAl5Sn2,5

Аргонно-дуговая сварка вольфрамовым электродом с присадочным металлом такого же состава

6.271. Металл шва и зоны термического влияния отличаются большими размерами зерен. 2 : 1, (2) табл. 2.4.

6.272. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Рекристаллизованная полиэдрическая структура α -титана (TiAl5Sn 2,5 представляет собой α -сплав с 5% Al и 2,5% Sn). 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.273. Зона термического влияния. Увеличение размеров зерна и начинающееся образование игл и пластин. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.274. Металл шва. Типичная для α -сплавов (и технически чистого титана) корзинчатая структура, в этом случае очень грубая. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.4.5. СПЛАВ TiAl6V4

6.275. TiAl6V4 является α/β -сплавом с 6% Al и 4% V. В рекристаллизованном состоянии хорошо видна двухфазная структура основного металла, не подвергавшегося влиянию сварки. Светлые составляющие: α -твердый раствор, темные составляющие: β -твердый раствор. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.276. В холоднодеформированном основном металле двухфазность структуры трудноразличима. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

Аргонно-дуговая сварка присадочным металлом такого же состава с предварительной и последующей термической обработкой

6.277. Металл шва и зоны термического влияния отличаются большими размерами зерен. 2 : 1, (2) табл. 2.4.

6.278. Зона термического влияния основного металла. Структура состоит из крупных β -кристаллов с включениями α' - (иглообразная) и ω -фаз. Последняя на шлифе не различима. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.279. Металл шва. Крупные β -кристаллы. Без подогрева внутри них образуется сравнительно мало α' -кристаллов. Присутствующая ω -фаза не видна. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.280. При сварке листов с подогревом до 300°С образовалось большое количество α' -фазы (темные иглы). Вследствие этого выделилось меньшее количество ω -фазы. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.281. Металл шва. Отжиг при 1000°С и охлаждение с печью привели к образованию равновесной структуры из α - и β -титана. 200 : 1, (24) табл. 2.4.

6.5. ЦИРКОНИЙ И СПЛАВЫ ЦИРКОНИЯ

6.5.1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРУКТУРЫ

Цирконий, как и титан, образует две аллотропические модификации. α -цирконий кристаллизуется с образованием гексагональной решетки, а высокотемпературная β -фаза имеет кубическую объемноцентрированную решетку. Температура превращения равна 862°С. Водород, марганец, железо, никель, хром, вольфрам, молибден, ванадий, ниобий, тантал, титан, торий и уран снижают температуру превращения. Они являются β -стабилизаторами. Углерод и кремний не влияют на температуру превращения. α -стабилизаторами, повышающими температуру превращения, являются кислород, азот, алюминий, олово и гафний.

Структура, так же как у титана и его сплавов, зависит от скорости охлаждения и содержания легирующих элементов. Нестабильные промежуточные состояния неизвестны. Легирующие элементы служат главным образом для повышения коррозионной стойкости. Наиболее распространены сплавы циркалой-1 с содержанием 2,5% олова, циркалой-2 с содержанием ~1,5% олова, 0,1% железа, 0,1% хрома и 0,05% никеля, а также циркалой-3, содержащий по 0,25% олова и железа и по 0,05% хрома и никеля. Благоприятно влияет на коррозионную стойкость ниобий.

Кислород и азот ускоряют коррозию и способствуют охрупчиванию. Они поглощаются в большом количестве нагретым металлом. Поэтому при сварке шов и зону термического влияния необходимо зашпигать. Для этого используют те же мероприятия, что и при сварке титана.

Из циркония и его сплавов изготавливают преимущественно детали для ядерной техники, в частности оболочки урановых тепловыделяющих элементов. Цирконий обладает наряду с высокой коррозионной стойкостью весьма низким сечением захвата нейтронов. Поэтому он является «классическим» реакторным материалом.

В химической промышленности цирконий практически не применяется в связи с его высокой стоимостью. В особых случаях из него изготавливают баки и трубопроводы для транспортирования агрессивных жидкостей в ракетах.

6.5.2. ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫЙ ЦИРКОНИЙ

Аргонно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

6.282. Рекристаллизованный основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Полиэдрическая зернистая структура с двойниками. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.283. Зона термического влияния. Кристаллы увеличиваются. Вследствие аллотропического превращения образуется иглообразное и пластинчатое строение. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.284. Металл шва. Структура, образовавшаяся в результате превращения, имеет ярко выраженное иглообразное и пластинчатое строение. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.5.3. ЦИРКОНИЙ, ЛЕГИРОВАННЫЙ ОЛОВОМ

Аргонно-дуговая сварка вольфрамовым электродом, сплав ZrSn1,5

6.285. Рекристаллизованный основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Полиэдрическая зернистая структура α -твердого раствора. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.286. Зона термического влияния. Тонкоиглообразная структура превращения. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.287. Металл шва. Грубоиглообразная структура превращения. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.5.4. ЦИРКОНИЙ, ЛЕГИРОВАННЫЙ НИОБИЕМ

Аргонно-дуговая сварка вольфрамовым электродом, сплав ZrNb1

6.288. Рекристаллизованный основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Полиэдрическая структура α -твердого раствора. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.289. Зона термического влияния. Структура превращения. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.290. Металл шва. Игольчатая структура превращения. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.291. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Как и у $ZrNb1$, полиэдрическая структура α -твердого раствора. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.292. Зона термического влияния. Игольчатая структура превращения. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.293. Металл шва. Структура превращения. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

Контактная точечная сварка, сплав $ZrNb2$

6.294. Зона термического влияния. В связи с небольшим тепловложением структура укрупнилась незначительно. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.295. Край сварной точки. Структура состоит из сравнительно мелких кристаллов α -твердого раствора неправильной формы. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.296. Центр сварной точки в месте первоначального контакта листов. Структура вследствие более сильного нагрева крупнее (циркопий имеет малую теплопроводность). 200 : 1, (25) табл. 2.4.

Электроннолучевая сварка, сплав $ZrNb2$

6.297. Зона термического влияния. Область превращения узкая (справа с игольчатой структурой). 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.298. Металл шва. Игольчатая структура превращения. 200 : 1, (25) табл. 2.4.

6.6. МОЛИБДЕН, ЦИНК, МАГНИЙ, СВИНЕЦ СЕРЕБРО

6.6.1. МОЛИБДЕН

Молибден применяют в химической и электротехнической промышленности в виде прутков, листов, лент, труб и проволоки. Он отличается высокой прочностью (в зависимости от степени холодной деформации от 100 до 180 кгс/мм²), жаропрочностью, высокой температурой плавления $2622 \pm 10^\circ\text{C}$, а также хорошей коррозионной стойкостью в кислотах (за исключением HNO_3) и в водных растворах щелочей. В жидких металлах, таких как натрий, литий, цинк и висмут, не растворяется. Отрицательным свойством молибдена является его большая склонность к окислению на воздухе и в окислительных газах, заметная уже при температурах ниже слабого красного каления. Защита от окисления достигается при работе деталей в вакууме или в защитном газе, а также путем нанесения на их поверхность специальных покрытий. При сварке также следует обеспечивать соответствующую защиту шва и прилегающих к нему участков основного металла от окисления.

В зависимости от способа производства различают спеченный и литой молибден. При спекании спрессованный молибденовый порошок нагревают в водороде или в вакууме до 1600—2200 $^\circ\text{C}$, а затем уплотняют обычными способами обработки давлением. Спеченный молибден содержит повышенное количество газов, которые могут отрицательно влиять при сварке. Содержание газов в литом молибдене значительно меньше. Его получают путем переплава спеченных молибденовых электродов в высоковакуумных дуговых печах.

Молибден имеет кубическую объемноцентрированную решетку. Она не имеет аллотропических модификаций. Структура сварных соединений однофазная.

В деформированном состоянии спеченный и литой молибден нельзя металлографически отличить друг от друга. В связи с опасностью выделения газов из спеченного молибдена сварку его следует вести при возможно более низкой погонной энергии. При этом одновременно уменьшается неизбежный рост зерна.

6.299. Спеченный молибден, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Сильно деформирован в холодном состоянии. Кристаллы сильно вытянуты. 200 : 1, (6) табл. 2.5.

6.300. Зона термического влияния. Структура рекристаллизована. Она состоит из неправильных полиэдров. 100 : 1, (6) табл. 2.5.

6.301. Зона сплавления (слева зона термического влияния основного металла, справа металл шва). Вследствие выделения газов из спеченного молибдена образовались трещины по границам зерен и поры. 100 : 1, (6) табл. 2.5.

6.302. Металл шва. Очень крупнозернистый. Содержит большое количество микропор. 100 : 1, (6) табл. 2.5.

Электроннолучевая сварка

Структура основного металла (спеченный молибден), не подвергавшегося термическому влиянию сварки, соответствует структуре, изображенной на фото 6.299.

6.303. Зона термического влияния и металл шва имеют рекристаллизованную, полиэдрическую структуру без трещин по границам зерен и без пор. 100 : 1, (6) табл. 2.5.

Контактная точечная сварка

Структура основного металла (спеченный молибден), не подвергавшегося термическому влиянию сварки, соответствует структуре, изображенной на фото 6.299.

6.304. Участок зоны термического влияния (слева). Рекристаллизованная структура с мелким зерном. Сварная точка (справа) состоит из ориентированных столбчатых кристаллов (ячеистая кристаллизация). Отчетливо видно, что столбчатые кристаллы растут от твердых кристаллитов. Они встречаются только на оси симметрии точки. 100 : 1, (6) табл. 2.5.

6.305. Структура у края сварной точки. 100 : 1, (6) табл. 2.5.

6.306. Сварной шов и зона термического влияния. Выделение газов из спеченного молибдена ведет к образованию пор и трещин по границам зерен. 100 : 1, (6) табл. 2.5.

6.6.2. ЦИНК

Сварка цинка не связана с какими-либо металлургическими трудностями. Однако в связи с его низкой температурой испарения, равной 907 $^\circ\text{C}$, при сварке необходима вытяжная вентиляция.

Цинк имеет гексагональную кристаллическую решетку и поэтому легко деформируется. Образующаяся при сварке крупнозернистая структура отрицательно влияет на свойства не оказывает, однако прочность становится зависимой от направления приложения нагрузки.

*Рафинированный цинк $Zn99,9$
(аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом)*

6.307. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Крупные, слегка вытянутые кристаллы. Различные оттенки отдельных кристаллов образовались вследствие применявшегося травления с окрашиванием зерен. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

6.308. Переход к металлу шва (справа). Кристаллы основного металла (слева) увеличились вследствие нагрева. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

6.309. Металл шва. Очень крупное зерно. Ямки травления имитируют мелкоячеистое строение. В действительности на рисунке видна только часть одного зерна. 100 : 1, (9) табл. 2.5.

6.6.3. МАГНИЙ

Магний имеет гексагональную кристаллическую решетку. Он не имеет аллотропических модификаций. Прочность магния на растяжение в литом состоянии составляет 8—12 кгс/мм², а в прокатанном состоянии 16—18 кгс/мм².

Относительное удлинение при разрыве составляет всего 4—6%, поскольку даже незначительное содержание примесей сильно тормозит скольжение. Структуры сварных соединений магния каких-либо специфических особенностей не имеют.

Важнейшие сплавы магния содержат алюминий и цинк, а также церий или торий с небольшими добавками циркония.

Растворимость алюминия и цинка в твердом магнии увеличивается с повышением температуры. В магнии может растворяться до 12,7 и 2% алюминия соответственно при 437 и 150 °С, а также до 8,4 и 1,7% цинка соответственно при 343 и 150 °С. Понижение температуры ведет к снижению растворимости этих элементов и к выделению фаз $Al_2Mg_3(Al_3Mg_4)$ и $Mg_3Al_2Zn_2$. Поскольку технические сплавы содержат алюминия больше, чем цинка, выделяется главным образом фаза $Al_2Mg_3(Al_3Mg_4)$. Если образование этой фазы происходит при охлаждении пересыщенного твердого раствора, то она выделяется почти всегда в виде пластинок эвтектоида. В результате кристаллической ликвации при литье эта фаза располагается в структуре в виде местных скоплений. Путем отжига и закалки ее фиксируют в твердом растворе. Это явление наблюдается в зоне термического влияния сварных соединений.

*Технически чистый магниевый Mg99,9
(аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом)*

6.310. Присадочный металл Mg99,9.

Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Тонкая полиэдрическая зернистая структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

6.311. Переход к металлу шва (справа). Кристаллиты основного металла (слева) увеличились в результате нагрева. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

6.312. Металл шва. Неравномерная ячеистая структура. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Сплав MgAl3Zn (аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом)

Присадочный металл такого же состава.

6.313. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. В нем содержатся вытянутые включения эвтектоида, состоящего из магниевого твердого раствора и соединения Al_2Mg_3 (темные). 100 : 1, (27) табл. 2.4.

6.314. Переход к металлу шва (справа). В зоне термического влияния основного металла (слева) эвтектоид, за исключением мельчайших остатков Al_2Mg_3 , растворился в твердом растворе. 100 : 1, (27) табл. 2.4.

6.315. Металл в корне шва. В основной массе магниевого твердого раствора располагаются крупные частицы Al_2Mg_3 неправильной формы. 100 : 1, (27) табл. 2.4.

6.316. Металл шва в усилии. Меньшее количество более мелких частиц Al_2Mg_3 , чем в корне шва. 100 : 1, (27) табл. 2.4.

6.6.4. СВИНЕЦ

Свинец имеет кристаллическую гранецентрированную решетку и не претерпевает аллотропических превращений. Поэтому структура сварных соединений технически чистого свинца не отличается какими-либо специфическими особенностями. Сплавы свинца применяют только для литья и не сваривают.

*Рафинированный свинец Pb99,9
(аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом)*

6.317. Присадочный металл Pb99,99. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Грубая полиэдрическая структура. 100 : 1, (23) табл. 2.4.

6.318. Зона термического влияния и зона сплавления. Размер кристаллов не увеличился. 100 : 1, (23) табл. 2.4.

6.319. Металл шва. В середине отдельные крупные кристаллы. 100 : 1, (23) табл. 2.4.

6.6.5. СЕРЕБРО

Серебро имеет кубическую гранецентрированную решетку и не претерпевает аллотропических превращений. Чистое серебро применяют в химической промышленности. Структура сварных соединений серебра не отличается какими-либо специфическими особенностями.

*Рафинированное серебро Ag99,96
(аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом)*

6.320. Присадочный металл Ag99,96. Основной металл, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Неравномерная полиэдрическая структура с двойниками. 100 : 1, (26) табл. 2.4.

6.321. Зона перехода к металлу шва (справа). Укрупнение зерна основного металла (слева) вследствие теплового воздействия при сварке. 100 : 1, (26) табл. 2.4.

6.322. Металл шва. Грубая структура, состоящая из вытянутых полиэдров. Различные оттенки кристаллитов объясняются образованием ямок травления. 100 : 1, (26) табл. 2.4.

6.7. СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

6.7.1. СОЕДИНЕНИЯ ЧЕРНЫХ МЕТАЛЛОВ С МЕДЬЮ И ЕЕ СПЛАВАМИ

6.7.1.1. Сталь с технически чистой медью

StZn4 с E-Cu99,8

Электрополучаемая сварка

6.323. Не подвергавшийся термическому влиянию сварки феррит и третичный цементит стали StZn-A4. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

6.324. Не подвергавшаяся термическому влиянию сварки медь E—Cu99,9. Тонкая полиэдрическая структура, включения Cu_2O . 200 : 1, (22) табл. 2.4.

6.325. Переход стали (слева) — сварной шов. Сталь заметно не перегрета. Третичный цементит в результате нагрева растворился. Обогащенный углеродом аустенит превратился при охлаждении в бейнит. 200 : 1, (9) и (22) табл. 2.4.

6.326. Переход меди (справа) — шов. Нагрев при сварке вызвал увеличение зерна меди, но не привел к скоплению Cu_2O в виде эвтектики Cu— Cu_2O на границах и в вершинах зерен. 200 : 1, (9) и (22) табл. 2.4.

6.327. Зона плавления. Медь и железо хорошо перемешались. Мелкие кристаллы твердых растворов железо—медь и медь—железо распределены беспорядочно. При травлении кристаллы, обогащенные железом, приобретают более темную окраску. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

Плазменная сварка без присадочного металла

6.328. Переход SiZn-A4 — шов. У края зоны плавления в перемешанном металле располагаются включения нерасплавленных частиц железа. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

6.329. Сварной шов. Имеющие темный цвет вытянутые участки представляют собой остатки не полностью растворившегося железа.

Затвердевший в первую очередь обогащенный железом твердый раствор (серый цвет) располагается в структуре частично в виде дендритов, частично в виде шариков. Твердый раствор, обогащенный медью, имеет белый цвет. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

20Mn5 с E—Cu99,9

Электроннолучевая сварка

6.330. Не подвергавшаяся термическому влиянию сварки сталь 20Mn5. Структура: феррит и перлит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

Структура меди E—Cu99,9, не подвергавшейся термическому влиянию сварки, соответствует структуре, изображенной на фото **6.324**.

6.331. Переход сталь (слева) — сварной шов при сварке с преимущественным расплавлением меди (луч направлен на медь). Сталь в зоне термического влияния претерпела мартенситное превращение. Металл шва состоит из твердого раствора железа в меди (светлого) и твердого раствора меди в железе (темного). 200 : 1, (9) табл. 2.4.

6.332. Переход сталь (слева) — шов при сварке с преимущественным расплавлением стали (луч направлен на сталь). Сталь в зоне термического влияния претерпевает мартенситное превращение. Металл шва также имеет мартенситную структуру. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

6.333. Сварной шов при сварке с преимущественным расплавлением меди. Слоевое чередующееся расположение твердого раствора железа в меди (светлый) и твердого раствора меди в железе (темный). Твердый раствор железа в меди пересекает образовавшуюся структуру (светлые полосы). 200 : 1, (9) табл. 2.4.

6.334. Сварной шов при сварке с преимущественным расплавлением стали. В мартенситной структуре расположены светлые точечные и полосчатые включения твердого раствора железа в меди. Микротвердость 600–700 кгс/мм². 200 : 1, (9) табл. 2.4.

X8CrNiTi18.9 с DR—Cu99,7

Электроннолучевая сварка

6.335. Не подвергавшаяся термическому влиянию сварки сталь X8CrNiTi18.9.

Очень мелкозернистая полиадрическая структура. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

6.336. Не подвергавшаяся термическому влиянию сварки медь DR—Cu99,7. Грубая полиадрическая структура без включений Cu_2O . 200 : 1, (21) табл. 2.4.

6.337. Переход сталь X8CrNiTi18.9 (слева) — шов. В результате нагрева размер зерна стали увеличился. Участок шва, прилегающий к границе сплавления, характеризуется дендритной и ячеистой структурой. Шов перетравлен и поэтому структура его не различима. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

6.338. Переход сталь X8CrNiTi18.9 (слева) — шов, сталь не протравлена. На участке оплавления стали видны темные частицы меди. В шве видны мелкие светлые капли стали. 200 : 1, (21) табл. 2.

6.339. Сварной шов. В матрице из четверного твердого раствора располагается большое количество нерасстворившихся мелких капель стали. Более крупные стальные частицы светлые, а мелкие вследствие плохого растворения — темные. 200 : 1, (21) табл. 2.4.

Плазменная сварка без присадочного металла

6.340. Переход стали X8CrNiTi18.9 (слева, не протравлена) — сварной шов. В стали (середина рис.) неполное перемешивание: обогащенный медью твердый раствор в оплавленной стали. 200 : 1, (22) табл. 2.4.

6.341. Участок перемешивания в шве. Нерасстворившиеся капли стали (светлые) располагаются в четверном твердом растворе. 200 : 2, (22) табл. 2.4.

6.7.1.2. Сталь с медноцинковыми сплавами

St38u-2 с CuZn37

Аргоно-дуговая сварка неплавящимся электродом

Присадочный металл CuZn40.

6.342. Переход от стали St38u-2, подвергавшейся небольшому тепловому воздействию при сварке (слева), к металлу шва CuZn40 (справа). Черная прослойка в середине рисунка состоит из соединенных железа с цинком. Цинк переходит из металла шва. 200 : 1, (9) и (22) табл. 2.4.

6.343. Переход от металла шва (слева) к зоне термического влияния CuZn37 (справа). Оба участка имеют структуру, состоящую из α - и β -твердого раствора, образовавшегося вследствие переохлаждения (ср. с разделом 6.2.2.3). 200 : 1, (22) табл. 2.4.

St38b-2 с CuZn40

Аргоно-дуговая сварка вольфрамовым электродом

Присадочный металл S—CuNi(CuNi30).

6.344. Переход от зоны термического влияния St38b-2 (слева) к металлу шва CuNi30. Перемешивание отсутствует. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

6.345. Металл шва S—CuNi с ячеистой структурой неоднородного твердого раствора. 200 : 1, (22) табл. 2.4.

6.346. Переход от металла шва (слева, не протравлен) к CuZn40 (справа). В результате нагрева в сплаве CuZn40 образовался β -твердый раствор. 200 : 1, (22) табл. 2.4.

Луженая стальная проволока и облуженная проволока из сплава CuZn40Pb2

Рельефная сварка

6.347. На протравленном шлифе видно качественное соединение. Вверху располагается стальная проволока, внизу — проволока * из латуни. Слой олова не видно. 200 : 1, не травленный шлиф.

6.348. Место соединения. Латунь протравлена. Сплав CuZn40Pb2 у перехода к стали (вверху) слегка деформирован. По отдельным границам зерен латуни проникла в сталь. 200 : 1, (22) табл. 2.4.

6.349. Место соединения. Оба металла протравлены. Промежуточный слой олова в результате нагрева продиффундировал в латунь и в сталь. Проволока имеет структуру бейнита. 200 : 1, (9) и (22) табл. 2.4.

* Исправлено при переводе. (Прим. ред.)

6.7.1.3. St38 с CuNi30Fe

Аргано-дуговая сварка вольфрамовым электродом
[присадочный металл S—CuNi(CuNi30)]

6.350. Переход от St38 (слева) к металлу шва S—CuNi (справа).

Сталь подвергалась при сварке небольшому тепловому воздействию. Металл шва с ней практически не перемешался. 200 : 1, (9) и (22) табл. 2.4.

6.351. Переход от металла шва S—CuNi (слева) к CuNi30Fe (справа). CuNi30Fe имеет ярко выраженный участок сплавления. 200 : 1, (22) табл. 2.4.

6.352. Металл шва S—CuNi с дендриной и ячеистой структурой неоднородного твердого раствора. 200 : 1, (12) табл. 2.4.

6.7.1.4. GGL-20 с G-CuSn10

Аргано-дуговая сварка без подогрева
вольфрамовым электродом
[присадочный металл: S—SnBz12(CuSn12)]

6.353. GGL-20, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Структура перлита, графита и небольшого количества феррита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

6.354. G-CuSn10, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Дендричная и ячеистая структуры неоднородного твердого раствора. 200 : 1, (22) табл. 2.4.

6.355. Зона термического влияния GGL-20. Мартенсит (слева) и ледобурит (справа). 200 : 1, (22) табл. 2.4.

6.356. Переход от GGL-20 (слева) к металлу шва S—CuSn12. Темная полоса означает разность высот на шлифе, обусловленную различной твердостью чугуна и бронзы. В металле шва содержатся нерастворившиеся частицы чугуна. 200 : 1, (9) и (22) табл. 2.4.

6.357. Переход от металла шва (слева) к основному металлу G—CuSn10. Вследствие выделения газов из литого металла в шве образовались поры. 200 : 1, (22) табл. 2.4.

6.358. Металл шва. Мелкоячеистая структура неоднородного твердого раствора с единичными нерастворившимися включениями чугуна (например, в середине рисунка). 200 : 1, (22) табл. 2.4.

6.7.2. СТАЛЬ С НИКЕЛЕМ

St38u-2 с Ni99,8

Аргано-дуговая сварка вольфрамовым электродом
(присадочный металл S—NiTi3)

6.359. Переход от стали (внизу) к металлу шва NiTi3. Металл шва не протравлен. В зоне термического влияния стали образовались перлит и бейнит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

6.360. Переход от металла шва (слева) к основному металлу Ni99,8. Структурных изменений в никеле в результате теплового воздействия при сварке не произошло. 200 : 1, (12) табл. 2.4.

6.361. Металл шва NiTi3 имеет крупноячеистое строение. 200 : 1, (12) табл. 2.4.

Присадочный металл 9MnNi4

6.362. Переход от St38u-2 (внизу) к металлу шва 9MnNi4. Тепловое воздействие на сталь при сварке повело к образованию перлита и бейнита при небольшом увеличении размера зерна. Металл шва вплоть до границы со сталью сильно перемешан с никелем (светлые участки). 200 : 1, (9) табл. 2.4.

6.363. Переход от металла шва (справа) к Ni99,8. Структура никеля выявлена слабо. Структурных изменений в нем не было.

Металл шва перемешан с железом и поэтому травится темно. 200 : 1, (12) табл. 2.4.

6.364. Металл шва. Бейнит мелкоячеистого строения. 200 : 1, (12) табл. 2.4.

6.7.3. СТАЛЬ С ВОЛЬФРАМОМ

Рельефная сварка

6.365. Вольфрам не протравлен и выглядит светлым. В зоне соединения сталь подвергалась тепловому воздействию. 10 : 1, (9) табл. 2.4.

6.366. Переход от зоны термического влияния стали (слева) к вольфраму (справа). Вольфрам не протравлен. В стали произошло бейнитное превращение. Оба металла в небольшой степени перемешались. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

6.367. Зона термического влияния вольфрама рядом с плоскостью соединения. Рекристаллизованная полидренная зернистая структура. 200 : 1, (17) табл. 2.4.

6.368. Вольфрам, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Вытянутая структура вследствие холодной деформации. 200 : 1, (17) табл. 2.5.

6.7.4. АЛЮМИНИЙ С МЕДЬЮ

Al99,5 и E—Cu99,9

Электроннолучевая сварка

6.369. Переход Al99,9 (слева) — сварной шов. В Al99,9 видны только интерметаллические фазы. Шов состоит из эвтектики Al—Al₂Cu. 200 : 1, (19) и (22) табл. 2.4.

6.370. Переход сварной шов (слева) — медь E—Cu99,9. Структура меди в результате теплового воздействия при сварке не изменилась. В шве рядом с зоной сплавления расположен участок в виде полосы, состоящей из обогащенного медью твердого раствора. К нему примыкают, чередуясь, вытянутые участки эвтектики Al—Al₂Cu и участки обогащенных медью интерметаллических соединений. 200 : 1, (19) и (12) табл. 2.4.

6.371. Сварной шов, нижний участок. Структура эвтектики Al—Al₂Cu. 200 : 1, (19) и (22) табл. 2.4.

6.372. Сварной шов, верхняя часть. Вследствие более сильного перемешивания и более длительного нагрева (широкий шов) в этой области наряду с эвтектикой Al—Al₂Cu образовались интерметаллические соединения, обогащенные медью. Микротвердость светлых кристаллов от 900 до 1150 кгс/мм². 200 : 1, (19) и (22) табл. 2.4.

Al99,5 и DR—Cu99,7

Аргано-дуговая сварка вольфрамовым электродом

Промежуточный слой из серебра, присадочный металл S—Al99,5.

6.373. Слева алюминий, справа медь. На кромку меди наплавлен слой серебра. Металл шва Al99,5, протравливается темным. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

6.374. Микроструктуру металла шва SA199,5 и зоны сплавления с алюминием Al99,5 см на фото 6.58, 6.59 и 6.60.

Переход от смешавшегося с серебром металла шва SA199,5 к наплавленному слою серебра. Темно протравившийся металл шва имеет структуру, состоящую из первичных кристаллов Ag₂Al (р-фаза) и эвтектики Ag₂Al—Al. К серебру примыкает светлая полоса обогащенного серебром твердого раствора. Структура серебра при травлении реактивом (19) не выявляется. 200 : 1, (19) табл. 2.4.

6.375. Переход от серебряного наплавленного слоя (вверху) к меди. Металл серебряного слоя не протравлен. На границе с медью в серебре видны отдельные темно протравившиеся первичные кристаллы медносеребряной эвтектики. 200 : 1, (22) табл. 2.4.

7. СТРУКТУРА НАПЛАВОК

7.1. ВЛИЯНИЕ СПОСОБА НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ

На свойства металла наплавки и на образующуюся структуру наплавленного слоя большое влияние оказывает перемешивание основного и присадочного металлов (рис. 7.1). Обычно стремятся к небольшому перемешиванию наплавленного металла с основным металлом.

В табл. 7.1 приведены коэффициенты перемешивания, характерные для различных способов наплавки:

$$\eta = \frac{F_G}{F_G + F_Z},$$

где F_G — площадь сечения расплавленного основного металла, мм²;

F_Z — площадь сечения наплавленного присадочного металла, мм².

Наплавленный металл такого же состава, как и присадочный, получают тогда, когда коэффициент перемешивания $\eta = 0,01$. В составе некоторых присадочных металлов заранее учтены степени перемешивания, характерные для различных способов наплавки, и в них содержится определенное количество легирующих элементов, необходимое для получения требуемых свойств наплавленных слоев. Иначе при коэффициентах перемешивания более 0,10, например, при 0,20; 0,30 и 0,50, требовалась бы соответственно двух-, трех- и пятислойная наплавка. Кроме того, различные способы наплавки характеризуются различными коэффициентами перехода легирующих элементов η . Это также ведет к тому, что состав наплавленного металла отличается от состава присадочного металла в связи с различным выгоранием легирующих элементов:

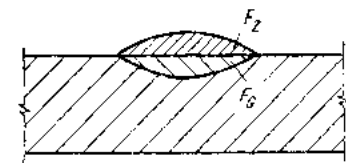


Рис. 7.1. Перемешивание присадочного и основного металлов:
 F_Z — наплавленный металл; F_G — проплавленный основной металл.

коэффициентами перехода легирующих элементов η . Это также ведет к тому, что состав наплавленного металла отличается от состава присадочного металла в связи с различным выгоранием легирующих элементов:

$$\eta = \frac{\text{содержание элементов в наплавленном металле}}{\text{содержание элементов в присадочном металле}}.$$

Ниже приведены примеры различного перемешивания наплавленного металла с основным металлом (сталью), определяемого способом наплавки и технологией. На первых трех рисунках показаны макрошлифы валиков при одно- и двухэлектродной наплавке под флюсом, а также при двухэлектродной наплавке в аргонодуговой наплавке проволокой X15CrNiNb20.10 [7.1].

7.2. Одноэлектродная наплавка под флюсом. Диаметр проволоки 4 мм, обратная полярность, $U = 45$ В *, $v_s = 0,25$ м/мин, флюс SPO/250.

$I = 600$ А ($\gamma = 0,64$); 500 А (0,58); 400 А (0,4). 1 : 1, (1) табл. 2.4.

7.3. Двухэлектродная наплавка под флюсом последовательными дугами. Диаметр проволоки 2,5 мм, первая проволока подключена к положительному полюсу источника питания, вторая проволока и деталь — к отрицательному полюсу, $I = 320$ А, $U = 35$ В, $v_s = 50$ см/мин, $v_D = 150$ м/ч.

$v_{D_2} = 150$ м/ч ($\gamma = 0,18$); 115 м/ч (0,15); 80 м/ч (0,18). 1 : 1, (1) табл. 2.4.

7.4. Двухэлектродная наплавка в аргонодуговой наплавке последовательными дугами.

$I = 480$ А, $U = 30$ В, $v_s = 50$ см/мин, расход аргона 40 л/мин, $v_{D_1} = 230$ м/ч, обратная полярность. $v_{D_2} = 230$ м/ч ($\gamma = 0,34$); 190 м/ч (0,35); 150 м/ч (0,26). 1 : 1, (1) табл. 2.4

* Здесь и далее I — ток, U — напряжение дуги, v_s — скорость наплавки, v_D — скорость подачи проволоки, S — подача вдоль образующей при наплавке цилиндрических деталей.

Таблица 7.1

Значение коэффициентов перемешивания основного и присадочного металлов и число слоев в зависимости от способа наплавки

Способ наплавки	Коэффициент перемешивания	Число слоев *1
Вибродуговая наплавка	0,01	1
Газо-порошковая наплавка	0,01—0,02	1
Газовая наплавка, атомно-водородная наплавка (Arcatom), аргоно-дуговая наплавка вольфрамовым электродом	0,02—0,20	1—2
Плазменная наплавка	0,05—0,20	1—2
Дуговая наплавка пастами угольным электродом, дуговая наплавка порошками в защитных газах	0,10—0,30**	1
Двухэлектродная наплавка под флюсом с последовательным расположением электродов, аргоно-дуговая наплавка плавящимся электродом с присадкой обесчуженной проволоки	0,10—0,20	1—2
Наплавка под флюсом ленточным электродом	0,10—0,30	1—3
Аргоно-дуговая наплавка плавящимся электродом	0,10—0,30	2—3
Термитная наплавка	0,20—0,30	
Электрошлаковая наплавка проволокой сплошного сечения, порошковыми проволоками, лентами или прутками	> 0,30	
Одноэлектродная наплавка под флюсом и в углекислом газе	0,30—0,70	3—5 (1 или 2 **)
Полуавтоматическая наплавка пастами при больших токах	0,30—0,50	1—2 **

*1 Требуемое число слоев (при $\eta = 0,01$) у металла наплавки с заданными легирующими технологическими свойствами.

** Учен больший коэффициент перемешивания вследствие более высокого содержания легирующих элементов в исходном составе.

Различные формы зон перехода от наплавленного металла к основному показаны на следующих рисунках. Часто этот переход выражен очень резко даже в тех случаях, когда технологическими приемами не удается получить значение коэффициента перемешивания ниже 0,3. Это наблюдается, например, при аргонодуговой наплавке плавящейся проволокой X15CrNiMn19.9.7 с добавкой порошка W_2C и при газо-порошковой наплавке NiCrBSi сплава.

7.5. Зона термического влияния.

В зоне термического влияния (внизу) основной металл сильно перегрет. Наплавленный металл (вверху), основа HV 0,02 $\approx$ 700, карбиды (выступающие) HV 0,02 $\approx$ 2800—3500 и бесструктурная светлая зона HV 0,02 $\approx$ 570—600 кгс/мм². 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.6. То же, что и на предыдущем фото, но зона термического влияния основного металла неразличима, что позволяет сделать вывод о более интенсивном теплоотводе в более толстый основной металл. Этим хорошо объясняется и образование волосистой трещины в наплавленном металле (слева вверху вплоть до выступающего кристалла W_2C). 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.7. Газо-порошковая наплавка на сталь St38b сплава NiCrBSi (вверху) с боридом хрома в основе, содержащей большое количество никеля. Видна светлая переходная зона. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

При наплавке многих высоколегированных сплавов, содержащих небольшое количество железа, например CrCBFe, NiCrBSi и CoCrCW сплавов, в переходе от наплавленного металла к основному образуется бесструктурная узкая зона (называемая также белой зоной, см. раздел 7.2.8.1). При наплавке сплавов, дающих наплавленный слой с $HV_{30} > 700 \text{ кгс/см}^2$ ($HRC > 60$), в этой светлой зоне задерживается распространение трещины в основной металл. Эта низкоуглеродистая светлая, легированная, узкая переходная зона, имеющая мелкую структуру, содержит железо, переходящее из основного металла, и должна, судя по микротвердости $HV_{0,02} \approx 500-1000 \text{ кгс/см}^2$, представлять собой исправляющийся мартенсит [7.10] или никель-железный, твердый раствор образующийся в результате резкого охлаждения при наплавке NiCrBSi сплавов. В зависимости от способа наплавки, параметров режима, состава наплавляемого сплава и состава основного металла значения твердости этой зоны лежат в пределах 500—600; 600—700; 800—1000 кгс/мм².

При наплавке высоколегированными сплавами с малым содержанием железа образуется резко выраженная переходная зона между наплавленным и основным металлом. При наплавке нержавеющей стали на легированную сталь (St38b) ширина участка перемешивания больше.

7.8. Аргоно-дуговая наплавка плавящейся проволокой X5CrNiNb20.10 на сталь St38b при токе 120 А.

Наплавка двумя слоями, второй слой обработан, 100 : 1, (16) табл. 2.4.

7.9. То же, что и на фото 6.8, структура зоны сплавления. Вверху зона перемешивания с $HV_{0,02} \approx 420-480 \text{ кгс/мм}^2$, внизу основной металл St38b-2, 200 : 1, (16) табл. 2.4.

При наплавке низколегированных сталей со средним и высоким содержанием углерода образуются различные структуры. Например, при вибродуговой наплавке они образуются при наложении валика на валик в результате частичного переплавления нижнего валика и связанного с этим термического воздействия на часть металла валика.

Различие твердостей на участке вторичного плавления и в ненагревавшейся или малонагревавшейся части валика может достигать $HV_{0,02}$.

7.10. Переход от наплавленного слоя (сталь 20MnCrNi7, слева) к основному металлу (сталь C45, справа) при вибродуговой наплавке. $I = 150 \text{ А}$, $U = 16 \text{ В}$, $v_s = 0,8 \text{ м/мин}$, $S = 1,73 \text{ мм/оборот}$, амплитуда колебаний 1,5 мм, частота колебаний 100 Гц, расход охлаждающей жидкости 0,8 л/мин, $HV_{0,02}$ основного металла 280—300 кгс/мм². Зона термического влияния: тонкопластинчатый перлит с твердостью 295—360 кгс/мм², твердость внутри светлой неотпущенной зоны 425—480 кгс/мм². 35 : 1, (9) табл. 2.4.

7.11. То же, что и на фото 7.10, но видна только светлая зона в наплавленном металле. 300 : 1, (9) табл. 2.4.

7.2. СТРУКТУРА СПЛАВОВ

Износостойкие наплавленные слои имеют обычно гетерогенную структуру. Она часто состоит из твердых, внедренных в вязкую матрицу кристаллов карбидов, боридов и нитридов металлов, а также кристаллов интерметаллических соединений. Вследствие этого значения микротвердости имеют очень большой разброс и не дают представления о взаимосвязи между твердостью металла наплавки и его износостойкостью. Поэтому в дальнейших примерах наплавки некоторых наиболее распространенных сплавов приведены также и значения микротвердости наплавленного металла. Процентное содержание твердых составляющих и связь их с матрицей характеризуют при большинстве видов износа (TGL 0—50320 износостойкость наплавленных слоев).

Структуры наплавленных слоев различными систем легирования принято разделять на группы в соответствии с TGL 7253 л. 7.

Коррозионностойкие наплавки должны иметь однородную структуру.

7.2.1. НИЗКОЛЕГИРОВАННАЯ СТАЛЬ (1-я и 2-я ГРУППЫ СПЛАВОВ)

7.2.1.1. Основные положения для оценки структуры

К сплавам групп 1 и 2 относятся легированные и низколегированные стали, причем в группе 1 содержание углерода дополнительно ограничивается 0,4%.

В табл. 7.2 приведены данные о химическом составе и твердости металла, наплавленного стандартными электродами для ручной дуговой наплавки.

При других способах наплавки содержание легирующих элементов в этих присадочных металлах несколько отличается, поскольку выгорание элементов и условия охлаждения при них иные, чем при ручной дуговой наплавке. Присадочные металлы могут отличаться по составу и в том случае, если поставляются разными изготовителями.

Таблица 7.2

Химический состав металла, %, наплавленного вручную электродами из сплавов групп 1 и 2

Номер типа сплава	Обозначение	S	Si	Mn	Cr	Твердость HB, кгс/мм ²
по TGL 7253, л. 7						
1	1—200	0,15	0,5	0,7	0,7	175—225
—	1—250	0,2	0,5	0,7	0,7	225—275
1	1—300	0,25	0,7	1,8	1,3	275—325
—	2—350	0,15	0,6	3,8	1,1	350—450
2	2—400	0,4	0,5	1,0	1,8	375—450
4	2—500	0,5	0,5	1,0	1,8	450—530

Структура слоев, наплавленных сплавами, этих групп состоит из различного количества перлита, бейнита и мартенсита. При повышенных содержаниях углерода образуются еще и сложные карбиды (Fe_3C , Me_3C).

Твердость мартенсита определяется только содержанием углерода. Поэтому при малом его содержании и необходимости получения высокой твердости наплавленного слоя повышают содержание в сплаве других легирующих элементов. Этим достигается уменьшение критической скорости охлаждения.

С увеличением содержания углерода повышается склонность к образованию трещин. Ее можно устранить или уменьшить подогревом наплавляемых деталей.

7.2.1.2. Структура

7.12. Дуговая наплавка в углекислом газе проволокой 30MnCrTi5. Диаметр проволоки 3 мм, 3 слоя; $I = 280 \text{ А}$, $U = 21 \text{ В}$, $v_s = 36 \text{ см/мин}$, $HV_{30} = 290 \text{ кгс/мм}^2$.

Бейнит и мартенсит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

7.13. Дуговая наплавка в углекислом газе проволокой 25CrMnTi8. Диаметр проволоки 1,6 мм, 3 слоя; $I = 270 \text{ А}$, $U = 21 \text{ В}$, $v_s = 36 \text{ см/мин}$, $HV_{30} = 415 \text{ кгс/мм}^2$.

Бейнит и мартенсит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

7.14. Дуговая наплавка в углекислом газе проволокой 70MnCrTi8. Диаметр проволоки 1,2 мм; $I = 100 \text{ А}$, $U = 16 \text{ В}$, $m_{CO_2} = 10 \text{ л/мин}$, $HV_{30} = 470 \text{ кгс/мм}^2$.

Бейнит и мартенсит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

7.15. Дуговая наплавка в углекислом газе проволокой 70MnCrTi8. Диаметр проволоки 1,2 мм; I = 100 А, U = 20 В, $m_{CO_2} = 10$ л/мин, HV30 = 470 кгс/мм².

Бейнит и мартенсит; образование трещины в переходе от наплавленного валика к основному металлу. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

7.2.2. СТАЛЬ, РАБОТАЮЩАЯ В УСЛОВИЯХ ИЗНОСА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 3)

7.2.2.1. Основные положения для оценки структуры

Присадочные металлы, применяемые для наплавки сплавов группы 3, соответствуют по своим свойствам сталям, работающим в условиях износа при высоких температурах. Повышение горячей твердости, стойкости против отпусков и термической усталости, а также износостойкости при высоких температурах достигается подбором присадок вольфрама, ванадия, хрома и молибдена. В табл. 7.3 приведены данные о химическом составе металла, наплавленного различными электродами.

Таблица 7.3

Химический состав металла, %, наплавленного электродами из сплавов группы 3 (сталь, работающая на износ при повышенных температурах)

Номер типа сплава	Обозначение	C	Si	Mn	Cr	V	W	Co	Твердость HRC
по TGL 7253, л. 7									
7	3—55 (60w)/ts	0,2—0,4	—	—	2—3,5	0,3—0,5	7—10	1,5—2,5	55
8	3—65/ts	0,5—0,7	0,8—1,2	0,3—0,6	2,4—3	—	9—10,5	2—2,5	65
9	3—60/ts	0,8—1,0	—	—	3,7—5	0,2—0,7	8,5—11	—	60
10	3—50/srz	0,25—0,5	1—1,6	—	10,5—13,5	0,5—1,0	2,5—3,5	—	50
—	3—50 (60w)/ts	0,5	0,4	0,6	2,3	0,7	4,5	—	50

Микроструктура этих сплавов состоит из матрицы с выделившимися двойными карбидами (Fe, W)₆C. При повышенных содержаниях углерода образуется еще и сложный карбид (Fe, W)₂₃C₆. Структура наплавленного металла состоит из выделившихся первичных и доэвтектоидных карбидов, мартенсита и бейнита, а также некоторого количества остаточного аустенита. В зависимости от скорости охлаждения количественное соотношение отдельных составляющих может изменяться.

7.2.2.2. Структура

7.16. Ручная дуговая наплавка электродами WAW (0,4% C; 0,6% Mn; 0,4% Si; 3% Cr; 0,4% V; 8,5% W; 2% Co), HRC 56.

Мартенсит и выделения карбидов. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.17. Ручная дуговая наплавка электродами WAW (0,5% C; 0,6% Mn; 0,4% Si; 2,3% Cr; 0,7% V; 4,5% W), HRC 52.

Мартенсит и небольшое количество бейнита. Мелкие выделения карбидов на границах первичных зерен. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.18. Наплавка под флюсом порошковой проволокой PWA (состав наплавленного металла: 0,25% C; 0,76% Si; 1,12% Mn; 2,95% Cr; 9,3% W). I = 450 А. U = 30 В, $v_s = 30$ см/мин, флюс SPCM33/100.

Мартенсит, бейнит и остаточный аустенит (разрозненные карбиды). 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.2.3. БЫСТРОРЕЖУЩАЯ СТАЛЬ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 4)

7.2.3.1. Основные положения для оценки структуры

Состав быстрорежущих сталей подбирается так, чтобы они обладали большей стойкостью к отпуску и большой горячей твердостью при температурах до 600 °С. Для достижения хорошей износостойкости в них должно содержаться большое количество специальных карбидов, которые не растворяются при нагреве под закалку. Существует много различных комбинаций легирования, при которых легирующие элементы вводят в следующих количествах, %:

C	Cr	Mo	V	W	Co
0,6—1,8	3,5—4,5	до 9	до 6	до 20	3—12

В табл. 7.4 приведен химический состав металла по TGL7253, л. 7, наплавленного электродами для ручной дуговой наплавки.

Таблица 7.4

Химический состав металла, %, наплавленного электродами из сплавов группы 4 (быстрорежущая сталь)

Номер типа сплава	Обозначение	C	Si	Mn	Cr	V	W	Mo	Co	Твердость HRC
по TGL 7253, л. 7										
11	4—60 (65w)/s	0,7—1,1	—	—	3,8—5	0,7—1,5	16,5—19,5	2,5—3	—	60—65
12	4—60 (64w)/s	1—1,2	1—1,2	0,4—0,7	4,3—4,7	2,5—3	15—18	2,5—3	—	60—64
13	4—60 (70w)/st	0,9—1,4	0,5—0,7	0,4—0,6	4,3—4,7	2,5—3	15—18	—	14—16	60—70
14	4—60 (69w)/st	0,9—1,2	1,1—1,4	0,4—0,6	4,5—5	—	14—17	—	14—16	60—69

Распределение элементов между матрицей и карбидами зависит от комбинации легирования и подчиняется сложным закономерностям.

В матрице закаленной стали углерод содержится в количестве от 0,3 до 0,4%. Остальной углерод связан в карбидах. Железо и кобальт содержатся в матрице. Вольфрам, молибден и ванадий связаны преимущественно в карбидах — чаще всего ванадий, затем молибден и, наконец, вольфрам. Хром распределяется равномерно между карбидами и матрицей.

Структура быстрорежущей стали в литом состоянии (также, как и металла) состоит из твердого раствора, кристаллизующегося в первую очередь и затвердевшего в виде эвтектики остаточного расплава, располагающегося по границам зерен. В процессе кристаллизации твердого раствора содержание углерода и легирующих элементов в остаточном расплаве повышается, в результате

чего на границах первичных зерен располагается большое количество особых эвтектических карбидов.

Структура закаленной стали состоит из мартенсита, остаточного аустенита, включений первичных карбидов и мелких вторичных карбидов, выделившихся из первичного аустенита и располагающихся по границам зерен.

В результате отпуска мартенситная матрица превращается в более вязкий темный мартенсит и выпадают мельчайшие вторичные карбиды, растворившиеся при нагреве под закалку. Одновременно коагулируют и вторичные карбиды, выделившиеся при закалке по границам зерен. Остаточный аустенит устраняется, как правило, только путем многократного отпуска (3 раза).

7.2.3.2. Структура

7.19. Аргоно-дуговая наплавка быстрорежущей стали плавящимся электродом. Диаметр проволоки 2 мм; $I = 200$ А, $U = 22$ В. Химический состав наплавленного металла, %:

C	Si	Mn	P	S	W	Cr	Mo	Co	V
0,74	0,61	0,47	0,005	0,014	11,4	3,68	0,80	2,69	1,94

HV30 = 700 кгс/мм² (в состоянии после наплавки).

Мартенсит, остаточный аустенит и ледебурит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

7.20. То же, что и на предыдущем рисунке, но при большем увеличении. 500 : 1, (9) табл. 2.4.

7.21. Структура после низкого отпуска. Режим отпуска: 850 °С, 5 ч, охлаждение на воздухе.

HV30 = 300 кгс/мм².

Феррит, вторичные карбиды и первичные карбиды. 500 : 1, (9) табл. 2.4.

7.2.4. ФЕРРИТНЫЕ ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 5)

7.2.4.1. Основные положения для оценки структуры

У этой группы сплавов содержание углерода, как правило, составляет 0,12—0,20%, а содержание хрома лежит в пределах 16—17%.

Структура сплавов феррито-мартенситная; в слоях, наплавленных на поверхности большой площади, не должно быть трещин.

Таблица 7.5

Химический состав металла, %, наплавленного электродами из сплавов группы 5 (ферритная хромистая сталь)

Но- мер типа спла- ва	Обозначение	C	Si	Mn	Cr	V	Ni	Mo	Твер- дость
по TGL 7253, л. 7									
15	5-400/rze	≤0,15	0,8— 1,2	0,3— 0,6	16— 17,5	0,2— 0,3	—	0,9— 1,1	HB 400
16	5-350/rze	≤0,12	1,2— 1,6	0,5— 0,8	16— 17,5	—	0,5— 0,8	—	HB 350
17	5-40/rt	0,15— 0,30	≤0,60	0,3— 1,0	10—14	0,15— 0,25	—	—	HRC 40

Другие сведения о ферритных хромистых сталях могут быть взяты из раздела 4.2.2, поскольку выводы, касающиеся сварки, справедливы и для наплавки.

Химический состав металла, наплавленного электродами для ручной дуговой наплавки, приведен в табл. 7.5.

7.2.4.2. Структура

7.22. Ручная дуговая наплавка электродами 5—350/rze. Диаметр проволоки 5 мм, $I = 240$ А, $U = 28$ В. HV30 = 360 кгс/мм².

Феррит и мартенсит. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.2.5. МАРТЕНСИТНЫЕ ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 6)

7.2.5.1. Основные положения для оценки структуры

Вследствие повышенного содержания углерода (до 0,8 %) и высокого содержания хрома (до 18%) при наплавке этих сплавов получают закалывающийся на воздухе наплавленный металл. В зависимости от содержания углерода и хрома структура наплавленного металла может быть доэвтектоидной, заэвтектоидной или ледебуритной. Оценить структуру можно по диаграмме на рис. 7.26.

В табл. 7.6 приведены данные о химическом составе металла, наплавленного электродами для ручной дуговой наплавки.

Таблица 7.6

Химический состав металла, %, наплавленного электродами из сплавов группы 6

Номер типа спла- ва	Обозначение	C	Si	Mn	Cr	Ni	B	Твер- дость
по TGL 7253, л. 7								
18	6-55	0,4—0,9	1,0— 1,5	0,6— 1,0	3,5— 5,0	—	—	HRC 55
19	6-350/rz	0,5—0,8	—	—	10—12	2,5— 3,5	—	HB 350
20	6-60	0,35—0,6	3,0— 3,8	1,0— 1,4	7,5— 8,5	—	0,5— 0,9	HRC 60

7.2.5.2. Структура

7.23. Ручная дуговая наплавка электродами 6-60. Диаметр проволоки 4 мм, $I = 180$ А, $U = 25$ В.

HV30 = 690 кгс/мм².

Мартенсит и карбиды. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.24. Ручная дуговая наплавка электродами 6-55. $I = 160$ А, $U = 24$ В. HV30 = 610 кгс/мм².

Мартенсит и карбиды. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.2.6. АУСТЕНИТНАЯ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВАЯ СТАЛЬ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 7)

7.2.6.1. Основные положения для оценки структуры

Для получения требуемых свойств наплавленных слоев из аустенитной марганцевой стали, работающих на износ в условиях больших давлений и ударных нагрузок, необходимо их быстрое охлаждение после наплавки. При медленном охлаждении, особенно в интервале температур 900—700 °С, по границам зерен аустенита выделяется карбид $(FeMn)_3C$, а вдоль карбидных строчек при больших усадочных напряжениях образуются трещины.

При медленном охлаждении аустенит распадается в интервале температур 700—400 °С на феррит и карбид, что также ведет к охрупчиванию. Эти процессы могут протекать и при нагреве, а следствием их может быть так называемая отпускная хрупкость.

Добавкой никеля в эти присадочные материалы достигается уменьшение склонности аустенита к превращениям.

В табл. 7.7 приведены данные о химическом составе металла, наплавленного электродами для ручной дуговой наплавки.

Таблица 7.7

Химический состав металла, %, наплавленного электродами из сплавов группы 7 (аустенитная марганцевая сталь)

Номер типа сплава по TGL 7253, л. 7	Обозначение	C	Si	Mn	Ni	Твер- дость HV 30, кгс/мм ²
21	7—200/к	0,65—0,80	0,2—0,4	11—12,5	2,7—3,1	200
22	7—250/к	0,8—1,30	до 2,2	11—14	—	250

7.2.6.2. Структура

7.25. Аргоно-дуговая наплавка аустенитной марганцевой стали. Диаметр проволоки 1,6 мм; I — 300 А, U — 20 В, 3 слоя (с промежуточным охлаждением после наплавки каждого слоя). Состав проволоки: 1,3% С, 14% Мп. HV30 — 255 кгс/мм².

Аустенит и карбиды. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.2.7. АУСТЕНИТНЫЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 8)

Поскольку при наплавке аустенитными хромоникелевыми присадочными металлами структура существенно не отличается от структуры сварных соединений, выводы, содержащиеся в разделе 4.2.3, справедливы и для наплавки.

7.2.8. ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫЕ ХРОМОЖЕЛЕЗНЫЕ СПЛАВЫ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 10)

7.2.8.1. Основные положения для оценки структуры

Стандартные CrCFe сплавы имеют химический состав, приведенный в табл. 7.8.

Для получения относительно высокой износостойкости при работе в среде минералов (абразивный износ) наплавленный металл в качестве важнейших

Таблица 7.8

Химический состав, %, CrCFe-сплавов

Тип по TGL 7253, л. 7	Обозначение	Род метал- ла *	B	C	Cr	Ni	Si	Твердость HV 30, кгс/мм ²
1	10—65	П	—	3,8	35	—	~1	—
1	10—65	Н	—	3	30	—	~1	500—800
2	10—70	П	1,8	8	60	—	~1	—
2	10—70	Н	1	>3	>30	—	~1	700—1000
3	10—60	П	0—2	3,5	35	4	4	—
3	10—60	Н	0—1,5	>2,7	>27	3,5	3,5	500—800
4	10—70	П	2,5	4,8	48	—	1	—
4	10—70	Н	2	>3	>30	—	1	700—1000

* П — присадочный металл, Н — наплавленный металл.

составляющих структуры должен содержать первичные карбиды хрома Cr_7C_3 и сложные карбиды хрома и железа $(CrFe)_7C_3$.

При дополнительном легировании бором износостойкость дополнительно повышается в результате образования боридов хрома и выделения большого количества карбидов хрома. Образуются комплексные соединения типа $Me_2(BC)$ [7.10], называемые сложными карбоборидами. Одновременно снижается температура плавления сплава и часть бора окисляется при плавлении в B_2O_3 (трехокись бора), играющую роль флюса (см. раздел 7.2.11.1).

В составе сплава типа 2 (см табл. 7.8) учтены выгорание углерода, хрома и бора при наплавке угольным углеродом, а также степень перемешивания, достигающая 40% при автоматической наплавке током до 600 А и толщине слоя пасты порядка 8 мм. У присадочного металла (металлический порошок), соответствующего типу 4 сплавов, учтена степень перемешивания (0,10—0,20) и коэффициенты перехода при однослойной наплавке порошком в углекислом газе. Присадочные металлы типов 1 и 2 почти всегда наплавают 2—3 слоями. Это делают для того, чтобы получить чисто заэвтектическую структуру, более стойкую против износа при сухом трении в среде минералов.

При дуговой наплавке сплавов, приведенных в табл. 7.8, на низкоуглеродистые стали в наплавленном слое в направлении от его поверхности к основному металлу часто образуются следующие зоны [7.3]:

1. Верхняя часть наплавленного металла — заэвтектическая структура с ромбическими игольчатыми первичными кристаллами.

2. Наплавленный металл в зоне перехода к основному металлу — эвтектическая или доэвтектическая структура.

3. Наплавленный металл в зоне перехода к основному металлу — негравящаяся «белая полоса» твердого раствора (с мартенситом) толщиной 20—60 мкм.

4. Переход к основному металлу — кайма из мелкопластинчатого перлита, образующегося в результате диффузии углерода из наплавленного слоя в основной металл.

5. Основной металл у перехода — перегретый феррит и перлит (характер образующейся структуры можно оценить по диаграмме, приведенной на рис. 7.26).

7.27. Переход от металла, наплавленного сплавом типа 2, к основному металлу.

Вверх: металл, полученный наплавкой угольным электродом; видны выделившиеся заэвтектические сложные карбобориды (HV 0,02 = 3500 —

3800 кгс/мм²), матрица FeCrC. В середине: доэвтектический металл наплавки вблизи перехода к основному металлу, затем следует участок наплавленного металла, граничащий с зоной сплавления с HV 0,02 ≈ 800—1000 кгс/мм², и зона сплавления, состоящая из мелкопластинчатого перлита; внизу — основной металл St38b. 100 : 1, (1) табл. 2.4.

На износостойкость сплавов при трении в присутствии минералов основное влияние оказывают количество и вид твердых кристаллических выделений. Установлено, что шифы высокоуглеродистых хромоникелевых сплавов и сплавов, из разделов 7.2.9; 7.2.10 и 7.2.11, целесообразно после полирования алмазными пастами рассматривать при косом освещении без травления. При обычном полировании окисью алюминия твердые составляющие часто заглаживаются и поэтому плохо различимы. Травление даст неясную, трудно поддающуюся оценке структуру.

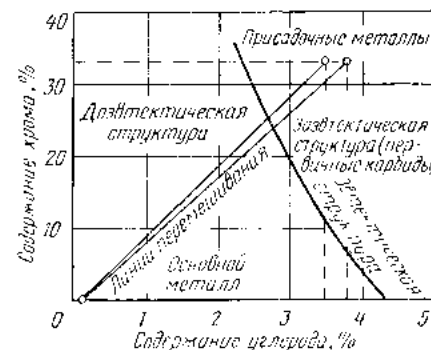


Рис. 7.26. Структурная диаграмма наплавок, легированных хромом

7.29. Газо-порошковая наплавка сплавом типа 3 (см. табл. 7.8). Нейтральное пламя; слева: нетравленный шлиф, косое освещение; светлые, игольчатые и угловатые структурные составляющие представляют собой карбиды хрома (HV 0,02 ≈ 2600 кгс/мм²). Справа: травленный шлиф, (16) табл. 2.4. Темные составляющие: карбиды перлита. 200 : 1.

7.30. Порошковая наплавка в защитном газе сплавом типа 4 (см. табл. 7.8). Слева: нетравленный шлиф, косое освещение; серые, возвышающиеся угловатые кристаллы представляют собой карбобориды хрома (HV 0,02 ≈ 2600 кгс/мм²). Справа: травленный шлиф, (16) табл. 2.4. Темная составляющая структуры: матрица, состоящая из твердого раствора FeCr. 200 : 1.

7.31. Газо-порошковая наплавка сплавом типа 4 (см. табл. 7.8). Микро-твердость HV 0,02 структурных составляющих: светлая составляющая матрицы (твердый раствор FeCr) 460—640 кгс/мм², темная составляющая 100—1700 кгс/мм², внедренные, светлые, угловатые кристаллы 3000—3800 кгс/мм², светлые, удлиненные кристаллы 2600—3600 кгс/мм². 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.2.9. КОБАЛЬТХРОМУГЛЕРОДВОЛЬФРАМОВЫЕ СПЛАВЫ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 20)

7.2.9.1. Основные положения для оценки структуры

Составы наиболее распространенных сплавов этой группы приведены в табл. 7.9. Они разделяются на два основных типа, а именно: на сплавы без бора или с бором. Добавки бора и кремния в количестве более 2% снижают точку плавления сплавов до 1150—1250 °C (сплавы типов 3 и 4). Бор сдвигает эвтектический состав в сторону меньших содержаний углерода [7.4].

Образуются сложные карбобориды металлов (CrWCo)₂₃(BC)₈ [7.10, 7.11]. Сведения относительно влияния добавок бора приведены в разделе 4.2.11.1. Сплавы без бора состоят из сложных Cr—W—Co карбидов состава Me₆C и Me₇C₃.

расположенных в Co—Cr—W матрице. Добавление 50% (по массе) карбида вольфрама ведет к существенному повышению износостойкости при сохранении коррозионной стойкости. После двойного травления раствором (16), табл. 2.4 и раствором Murakami карбид вольфрама выявляется в виде черных блестящих включений, а образовавшийся сложный Cr—W—Co карбид Me₆C — в виде серых включений [7.11].

Коррозионная стойкость сплавов этой группы ниже, чем NiCrBSi сплавов, из-за более низкой коррозионной стойкости основы сплава, однако износостойкость при температурах до 600 °C сохраняется высокой благодаря внедренным твердым кристаллам, не претерпевающим превращений.

В сплаве типа 1 имеется сравнительно большое количество первичных кристаллов CoW — твердого раствора и первичных карбидов. По данным [7.4], при содержании углерода более 2,5% ускоряется образование первичных карбидов, а при содержании углерода менее 2,5% (сплав типа 2) — образование первичных кристаллов твердого раствора (при вязко-текучей сварочной ванне).

Если кобальт замещается никелем, то эвтектическая структура сдвигается в сторону более низких содержаний углерода и создаются более благоприятные условия для образования первичных карбидов. При содержании никеля более 10% образуются поры.

Содержание Mo* более 3% отрицательно влияет на технологические свойства сплава, а на шлифе можно видеть большое количество карбидных выделений и шлаковых включений [7.4].

7.2.9.2. Структура

7.32. Порошковая наплавка в защитном газе сплавом типа 1 (см. табл. 7.9). I = 280 А, U = 35 В, v_s = 0,1 м/мин, амплитуда колебаний 25 мм, частота колебаний 60 мин⁻¹, расход защитного газа (аргон) 6 л/мин, расход газа (аргон), подающего порошок 1,2 л/мин. Структура доэвтектическая HV30 = 532—710 кгс/мм². 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.33. Газо-порошковая наплавка (нейтральное пламя) сплавом типа 1 (см.

* Исправлено при переводе. (Прим. ред.)

Таблица 7.9

Химический состав, %, некоторых присадочных металлов из CoCrCW сплавов

Тип сплава	Обозначение	В	С	Co	Cr	Fe	Mo	Ni	Si	W	Твердость, HV 30
по TGL 7253, л. 7											
1	20—55/cte	—	2,5	45	30	4—7,5	—	—	1,2	15	500—700
2	20—45/cte	—	1	60	30	—	—	—	—	5	400—600
3	20—55/cte	3	—	40—50	25—30	1—4	0—6	0—13	2,7	10	500—700
4	20—55/cte	1,5	—	50—55	20—25	1—4	0—6	0—13	2,5	6	400—600
5	20—45/cte	—	—	Как у сплава типа 4, и добавки карбида вольфрама	—	—	—	—	—	—	400—1000

табл. 7.9). Структура: слоистая эвтектическая с крупными выделениями карбидов, $HV_{30} = 456-617$ кгс/мм². 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.34. Порошковая наплавка в защитном газе сплавом типа 2 (см. табл. 7.9). Те же режимы, что и в примере 7.32. Структура: дендритная сетка сложных карбидов со светлой матрицей, $HV_{30} = 378-464$ кгс/мм². 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.35. Газо-порошковая наплавка (нейтральное пламя) сплавом типа 3 (см. табл. 7.9). Выступающие кристаллы с твердостью $HV_{0,02} \approx 3800$ кгс/мм², 200 : 1, нетравленный шлиф, косое освещение.

7.36. Порошковая наплавка в защитном газе. Сплав типа 3 (см. табл. 7.9). Режимы наплавки такие же, что и в примере на рис. 7.32. $HV_{0,02} \approx 3000$ кгс/мм², 200 : 1, нетравленный шлиф, косое освещение.

7.37. Газо-порошковая наплавка (нейтральное пламя) сплавом типа 3 (см. табл. 7.9).

Структура: голубоватые, угловатые кристаллы, $HV_{0,02} \approx 3800$ кгс/мм²; голубоватые, удлиненные иголки, $HV_{0,02} \approx 1500$ кгс/мм², серая эвтектика с точечными выделениями, $HV_{0,02} \approx 1200$ кгс/мм², матрица: $CoCr$ — твердый раствор. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.38. Газо-порошковая наплавка (нейтральное пламя) сплавом типа 4 (см. табл. 7.9). Справа: нетравленный шлиф, косое освещение. Выступают хромко-балытовая σ -фаза (иглообразная), карбиды хрома и вольфрама или сложные карбиды, $HV_{0,03} \approx 2200-3400$ кгс/мм². Структура: матрица из обогащенного хромом твердого раствора с хромкобалытовой σ -фазой, содержащей карбобориды и карбиды. 200 : 1, справа: травленный шлиф, (16) табл. 2.4.

7.39. Газо-порошковая наплавка сплавом типа 4 на сталь X8CrNiTi18.10. Структура эвтектическая, $HV_{30} = 500-612$ кгс/мм². 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.2.10. ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДОВ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 21)

7.2.10.1. Основные положения для оценки структуры

Для наплавки буровых инструментов, таких как земляные буры, коронки буров, для наплавки шнеков прессов, применяемых при производстве керамики, хорошо зарекомендовали себя сплавы на основе карбида вольфрама.

Их применяют в виде спеченных прутков и трубчатых электродов. Последние представляют собой трубку из листовой легированной стали, заполненную раздробленными карбидами вольфрама (W_2C-WC) различной грануляцией. После сварки зерна карбида вольфрама остаются внедренными в вязкую железную основу. Такие электроды используют для наплавки деталей, работающих в условиях ударных нагрузок. Содержание карбида вольфрама в наплавленном слое составляет 50—70%.

У спеченных сварочных прутков зерна карбида вольфрама (WC) внедрены в легкоплавкий $Cr-Mn-Fe$ сплав. Содержание карбида вольфрама составляет 30—50% [7.5].

Эти сплавы наплавляют главным образом газовым пламенем, так как при дуговой наплавке карбид вольфрама растворяется и вследствие этого снижается износостойкость.

Для идентификации структурных составляющих полезным вспомогательным средством является измерение микротвердости. Мотт в работе [7.6] приводит значение микротвердости для важнейших карбидов и боридов, которые сведены в табл. 7.10.

Как было сказано выше, значения микротвердости у таких наплавленных слоев не позволяют сделать прямого заключения о износостойкости, которая определяется только внедренными карбидами вольфрама. При измерениях микротвердости получают некоторую усредненную ее величину. Часто измеряют только твердость матрицы.

В табл. 7.11 приведен химический состав присадочных металлов, поставляемых различными изготовителями для наплавки сплавов на основе карбида вольфрама.

Таблица 7.10

Микротвердость интерметаллических фаз [7.6, 7.10]

Интерметаллическая фаза	Микротвердость, кгс/мм ²	Интерметаллическая фаза	Микротвердость, кгс/мм ²
Карбид бора (BC)	3700	Карбоборид $[Cr_2(BC)_6]$ или $[Me_{23}(BC)_6]$	2700—3800
Карбид кремния (SiC)	3500	Карбид хрома (Cr_3C_2)	2280
Борид титана (TiB_2)	3400	Карбид хрома (Cr_7C_3)	2200
Карбид титана (TiC)	3200	Карбид хрома ($Cr_{23}C_6$)	1650
Карбид вольфрама (W_2C)	3000	Карбид ванадия (VC)	2940
Карбид вольфрама (WC)	2400	Борид вольфрама (WB)	3750
Карбид ниобия (NbC)	2400	Борид вольфрама (W_2B_5)	2700
Борид хрома (CrB_2)	1800—2250	Кварцевый кристалл	1750
Борид хрома (CrB)	2140		

7.2.10.2. Структура

7.40. Газовая наплавка трубчатым электродом с заполнителем из твердого литого сплава (один слой). Микротвердость при нагрузке $F = 50$ гс. Точка 1: $HV_M = 3200$ кгс/мм². Точка 2: $HV_M = 2000$ кгс/мм². Точка 3: $HV_M = 2400$ кгс/мм². Точка 4: $HV_M = 2000$ кгс/мм². Точка 5: $HV_M = 1800$ кгс/мм². Точка 6: $HV_M = 900$ кгс/мм². $HV_{30} = 475$ кгс/мм². 200 : 1, (9) табл. 2.4.

7.41. Газовая наплавка спеченным твердым сплавом (один слой).

Таблица 7.11

Химический состав, %, присадочных металлов без наплавки сплавов на основе карбидов вольфрама [7.7]

Вид присадочного металла	C	W	Ti	Mo	Ta	Cr	Si	Mn	Fe
Трубчатый электрод	4,0	92	—	—	4	—	—	—	—
	4,2	95	0,5	—	—	—	—	—	Остальное
	4,5	90	—	2	—	3	—	—	»
	4,0	93	—	2	—	—	—	—	»
	4,0	94	—	—	—	—	—	—	»
Спеченный стержень	2,0	55	—	20	15	—	—	—	»
	4,3—	45—48	—	—	—	12—14	1,4—	9—11	»
	4,7	—	—	—	—	—	1,6	—	»

Микротвердость при нагрузке $F = 50$ гс.

Точка 1: $HV_M = 2800$ кгс/мм². Точка 2: $HV_M = 3000$ кгс/мм². Точка 3: $HV_M = 950-1100$ кгс/мм². $HV_{30} = 1020$ кгс/мм². 200 : 1, (9) табл. 2.4.

7.42. Газовая наплавка спеченным твердым сплавом (один слой).

Микротвердость при нагрузке $F = 50$ гс.

Точка 1: $HV_M = 3000$ кгс/мм². Точка 2: $HV_M = 3000$ кгс/мм². Точка 3: $HV_M = 3400$ кгс/мм². Точка 4: $HV_M = 2400$ кгс/мм². Точка 5: $HV_M = 2200$ кгс/мм². Точка 6: $HV_M = 760$ кгс/мм². $HV_{30} = 1020$ кгс/мм². 200 : 1, (9) табл. 2.4.

7.2.11. НИКЕЛЬХРОМБОРКРЕМНИЕВЫЕ СПЛАВЫ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 22)

7.2.11.1. Основные положения для оценки структуры

Составы присадочных металлов, применяемых для наплавки сплавов этой группы, приведены в табл. 7.12.

NiCrBSi сплавы имеют температуры плавления, лежащие в пределах от 1030 до 1150 °С. Такие низкие температуры объясняются легированием никелем, бором и кремнием. Они имеют заэвтектические и доэвтектические структуры, располагающиеся вблизи предположительно существующей «эвтектической впадины» системы NiBSi. Относительно высокая коррозионная стойкость определяется NiCrSi матрицей, в то время как располагающиеся в ней твердые кристаллы, такие как бориды хрома (чаще всего Cr₂B, CrB, Cr₃B₂), карбиды хрома Cr₇C₃, а возможно и Cr₂₃C₆), а также введенные зерна карбида вольфрама WC/W₂C, придают сплаву высокую износостойкость. Введение в сплав бора снижает точку плавления сплавов (в связи с образованием боридов хрома и боридов никеля) и способствуют выделению твердых боридов хрома, боридов никеля и карбоборидов. Наряду с этим образующийся при переплаве свободный

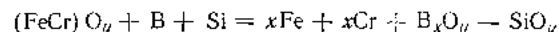
ФОТОГРАФИИ СТРУКТУР

Таблица 7.12

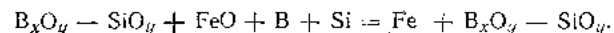
Химический состав, %, присадочных металлов из NiCrBSi сплавов

Тип сплава по TGL 7253, л. 7	Обозначение	B	C	Cr	Fe	Ni	Si	W	Пределы твердости наплавленного слоя
1	22—60/cte	3	0,75	13,5	4,75	74	4,25	0—5	500—800
2	22—50/cte	2,5	0,65	11,5	4,25	77	3,75	—	450—650
3	22—40/cte	2	0,4	10	2,5	83	2,25	—	350—450
4	22—30/c	3	0,1	0—5	2	90	4	—	250—350
5	Такой же состав, что у сплава типа 2, и добавки карбидов вольфрама								500—1000

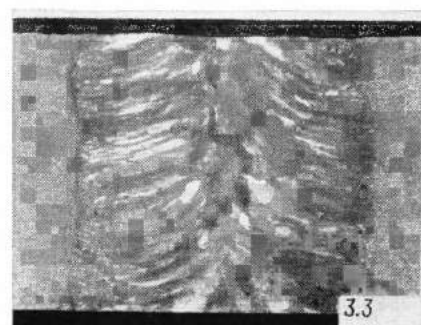
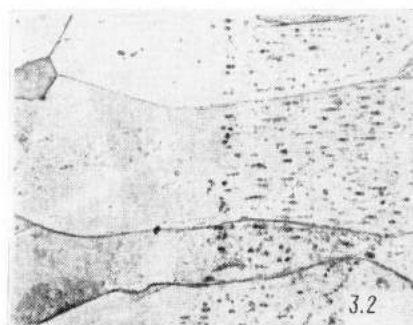
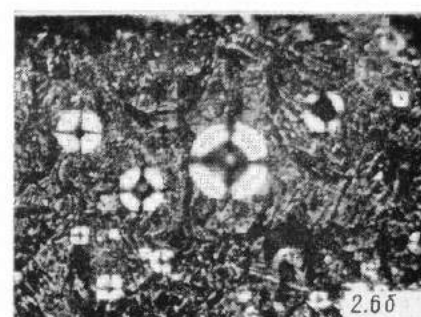
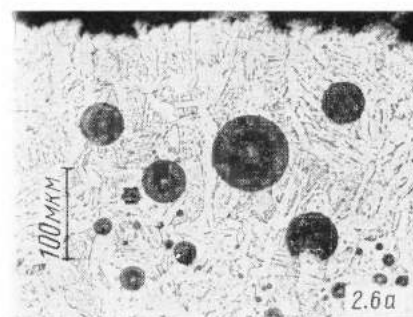
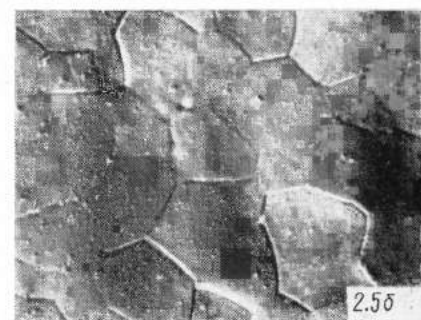
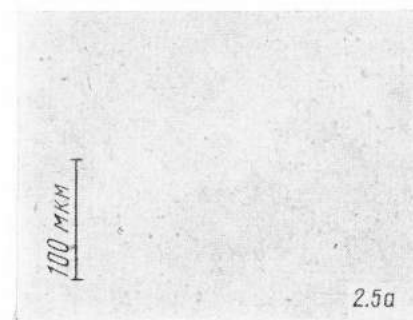
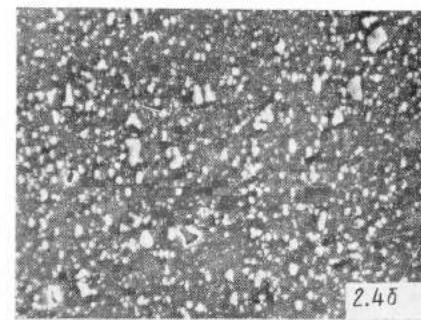
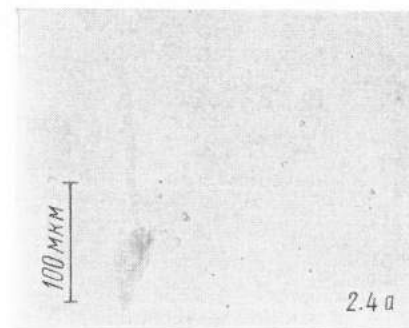
хром и никель улучшают растекаемость жидкой ванны. В процессе нагрева никельхромборкремниевых присадочных металлов кремний и бор окисляются и образуют очень тонкую пленку боросиликатов. Эта пленка покрывает вместе со сплавом поверхность основного металла и действует как восстановитель в прилегающем расплаве. Боросиликатная пленка растворяет вначале окисную пленку, образовавшуюся на поверхности основного металла, а затем раскисляется бором и кремнием, содержащимся в сплаве. Процесс восстановления продолжается и зона сплавления очищается в результате непрерывного образования боросиликата, что улучшает смачивание основного металла. Образующиеся при протекании этого процесса окислы всплывают на поверхность сварочной ванны. После затвердевания они образуют на поверхности стекловидный слой. Реакция протекает по следующему уравнению [7.12]:

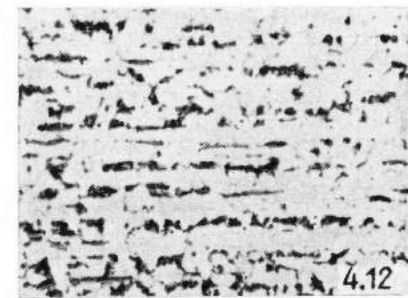
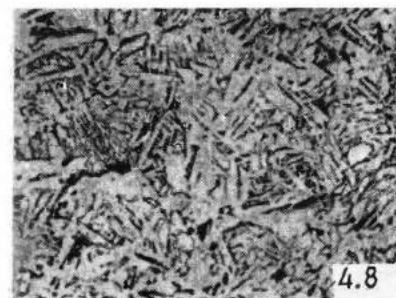
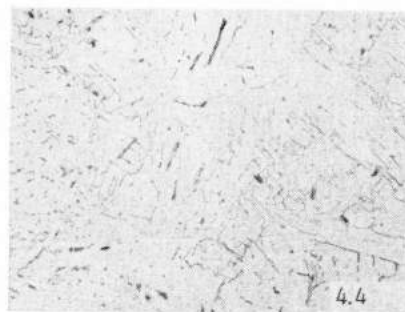
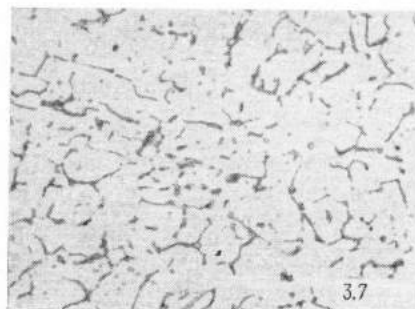
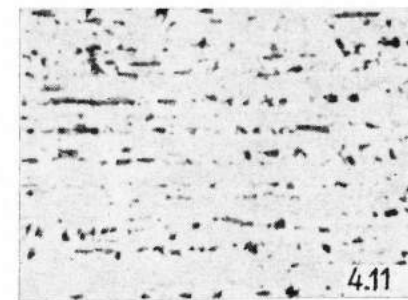
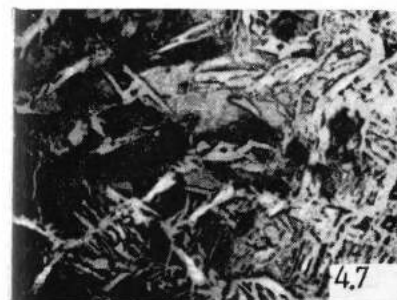
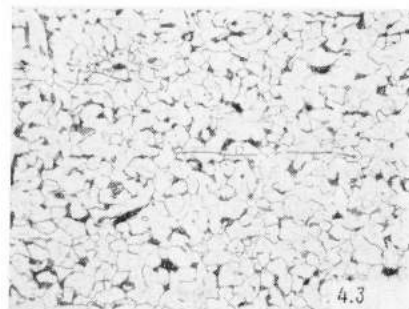
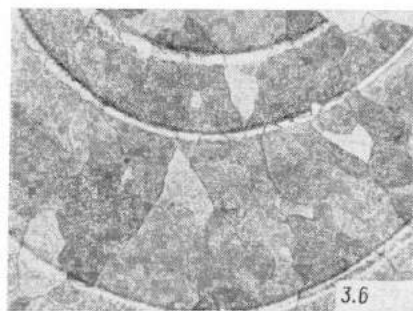
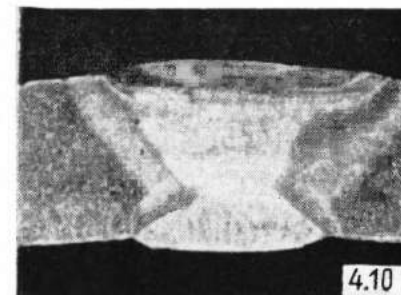
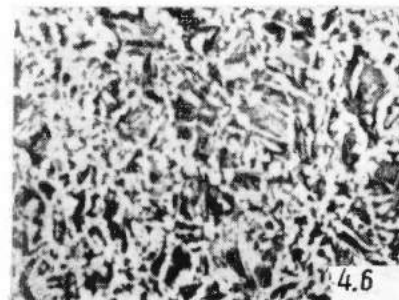
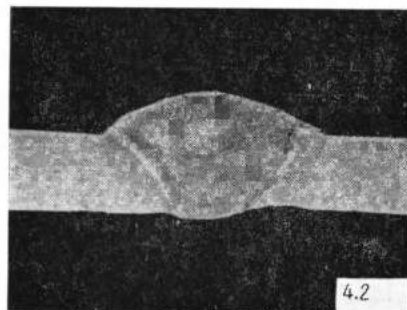
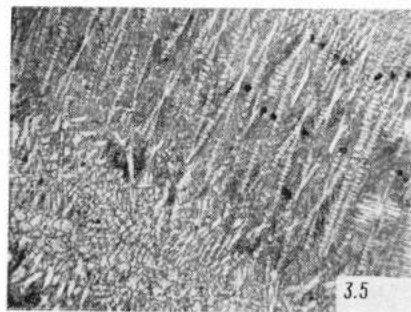
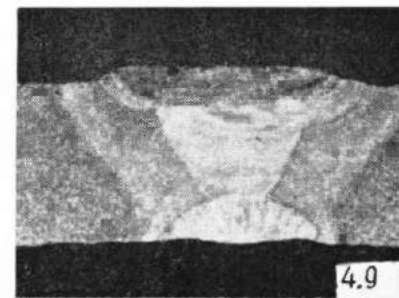
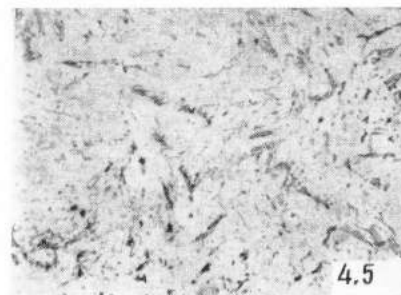
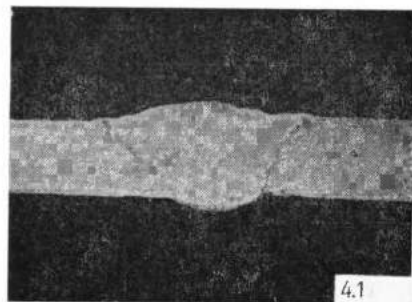
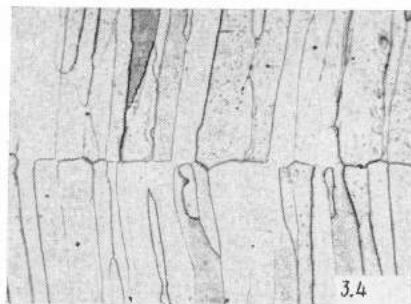


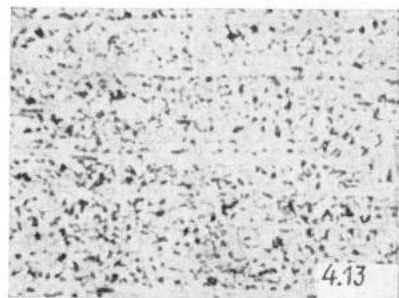
и окончательно:



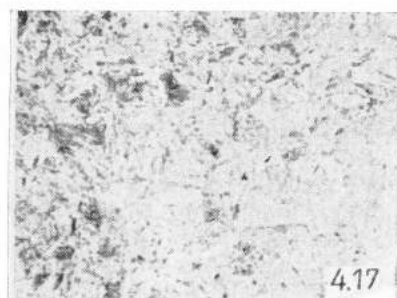
В слоях, наплавленных Ni—Cr сплавами, не содержащими хрома, образуются интерметаллические соединения типов NiB₂, Ni₂B и Ni₃B. Твердость и износостойкость этих сплавов не соответствуют этим показателям у хромсодержащих сплавов [7.13].



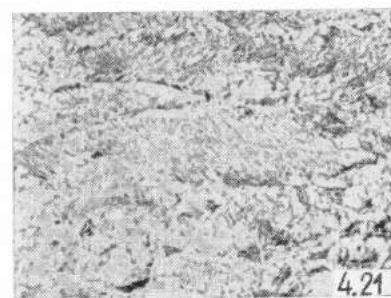




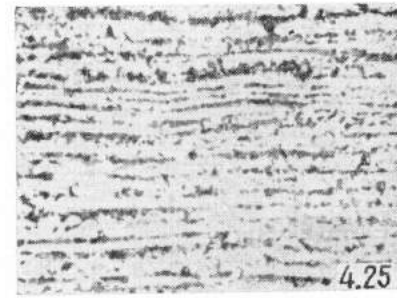
4.13



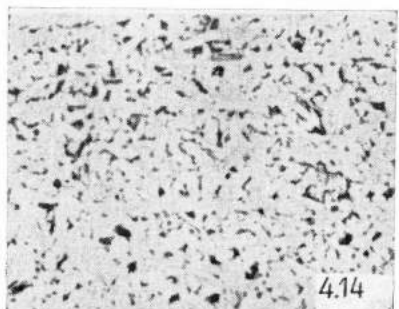
4.17



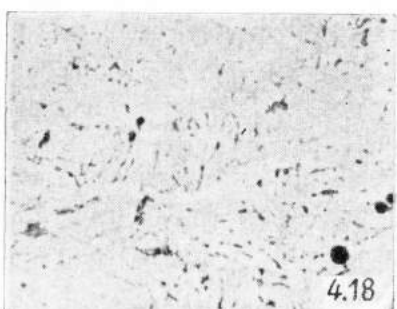
4.21



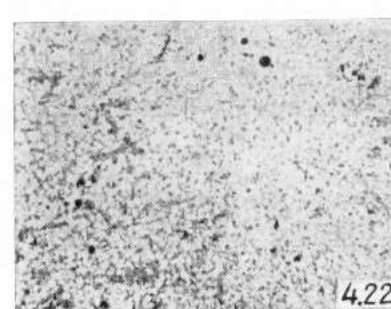
4.25



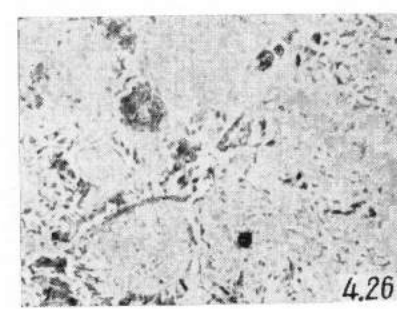
4.14



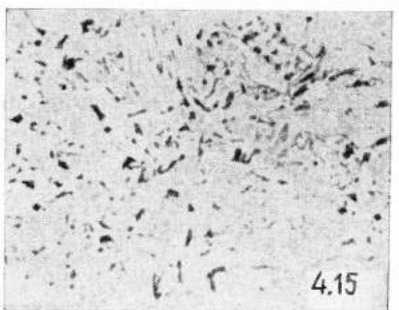
4.18



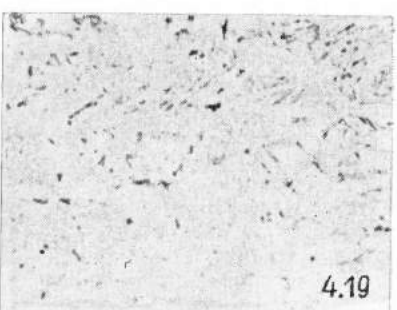
4.22



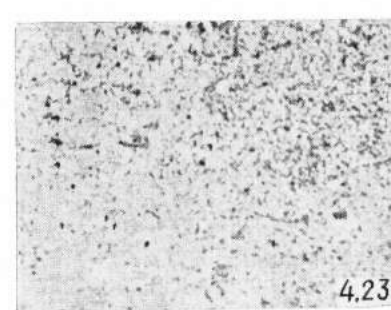
4.26



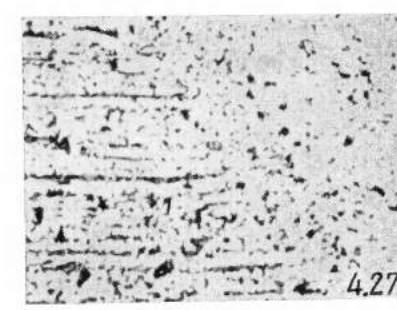
4.15



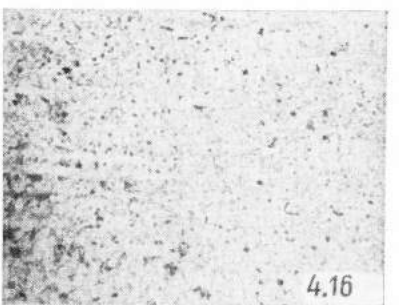
4.19



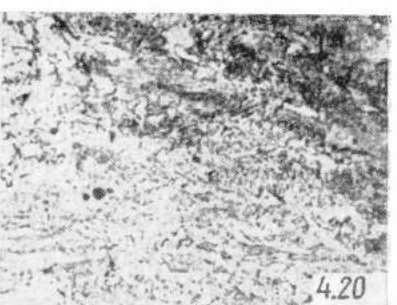
4.23



4.27



4.16



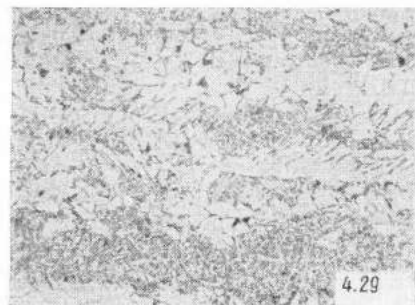
4.20



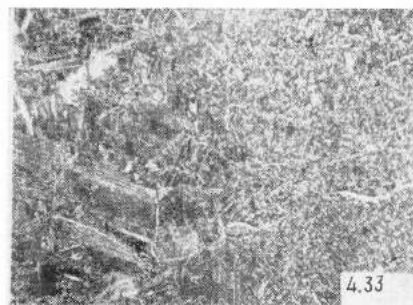
4.24



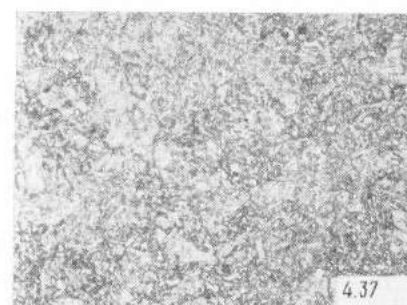
4.28



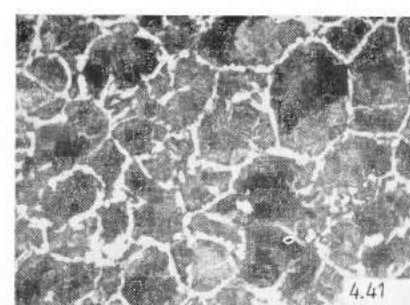
4.29



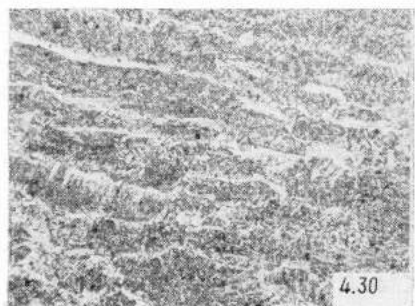
4.33



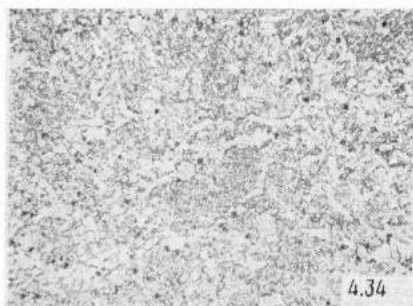
4.37



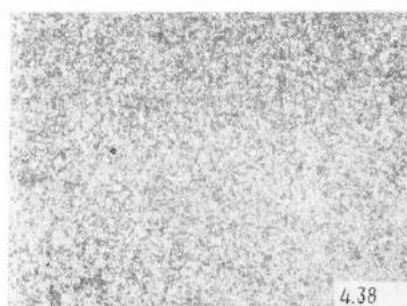
4.41



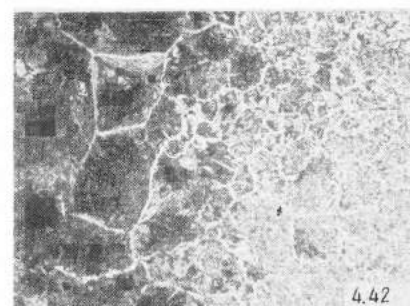
4.30



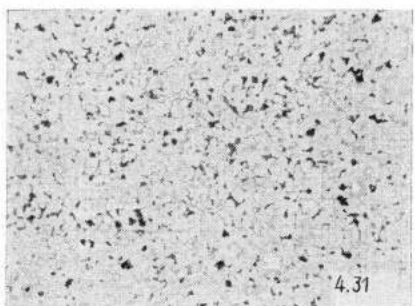
4.34



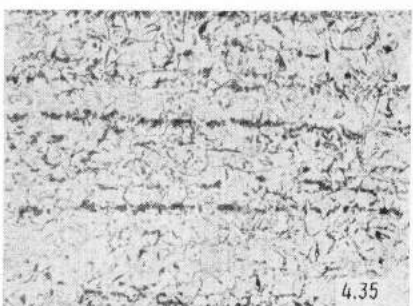
4.38



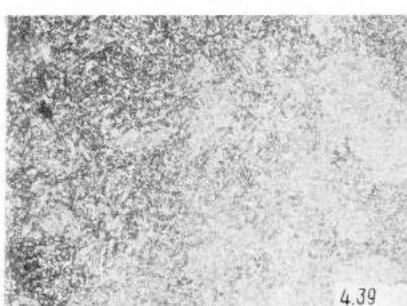
4.42



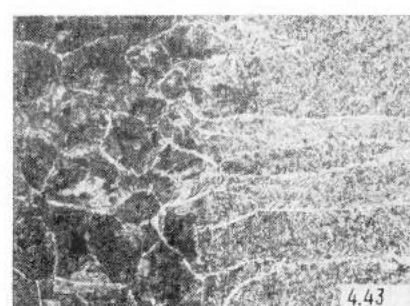
4.31



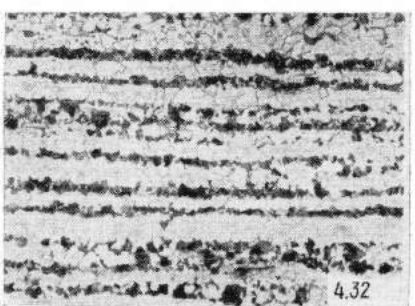
4.35



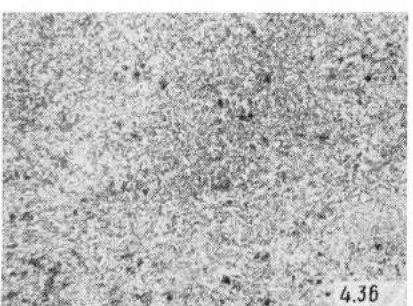
4.39



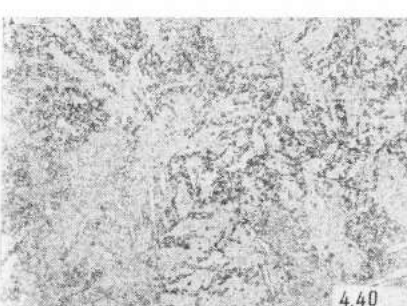
4.43



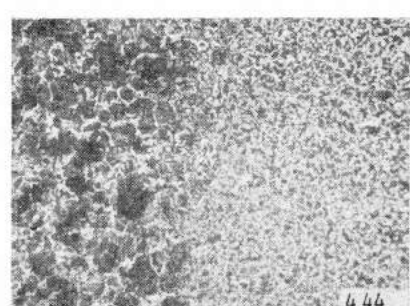
4.32



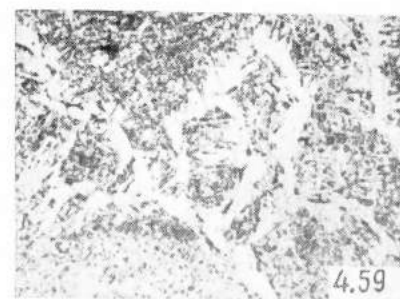
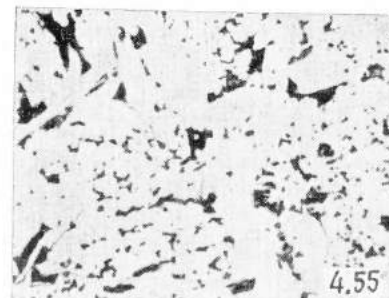
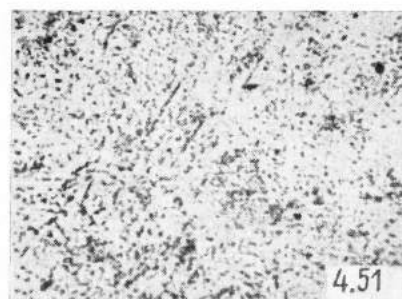
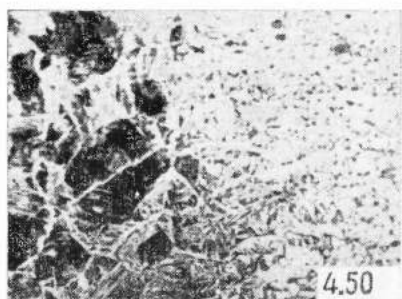
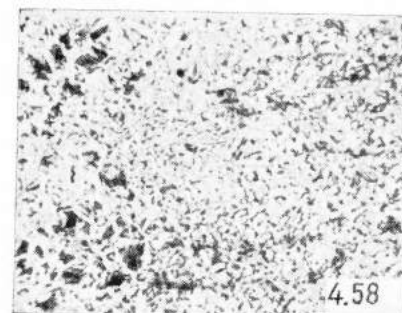
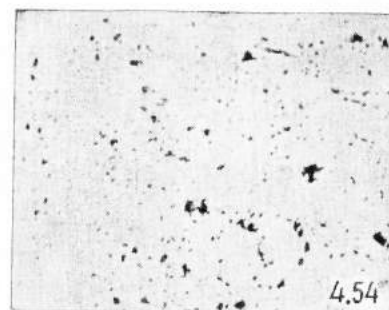
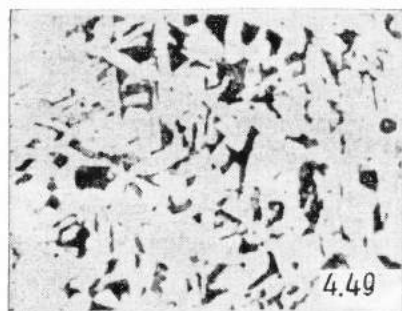
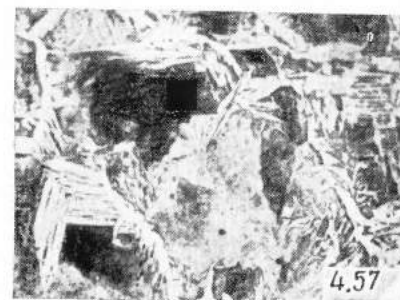
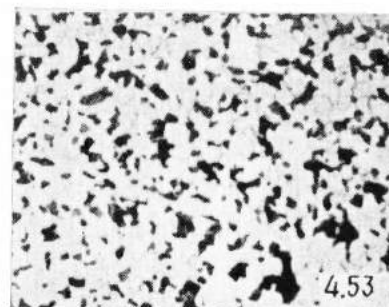
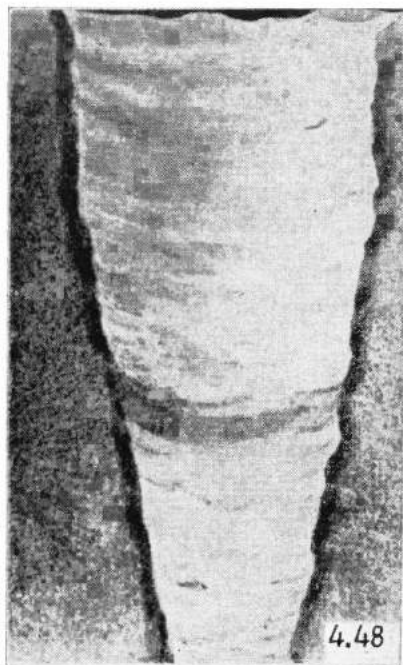
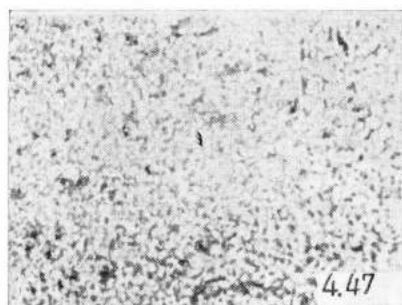
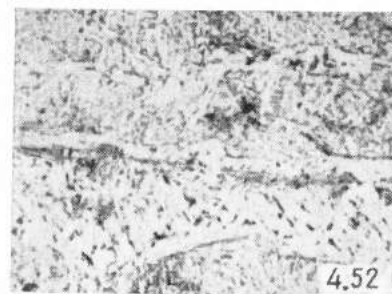
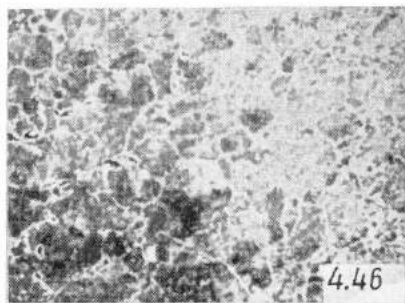
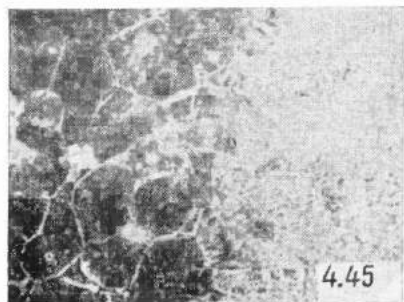
4.36

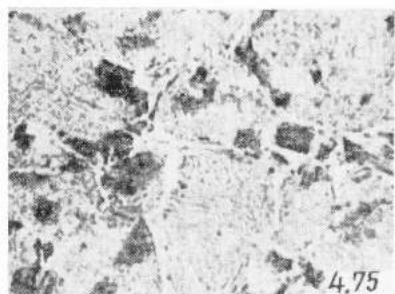
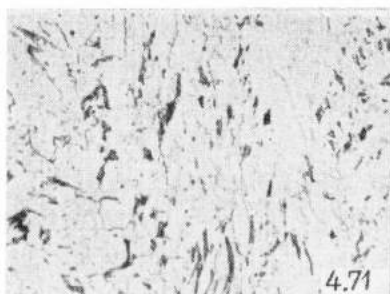
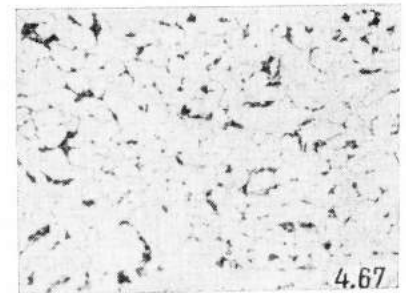
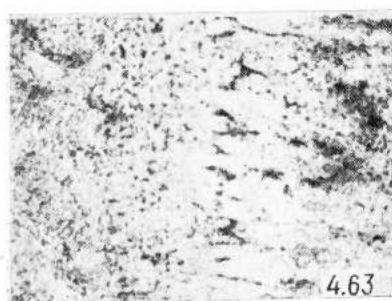
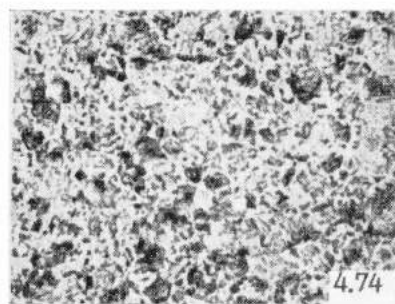
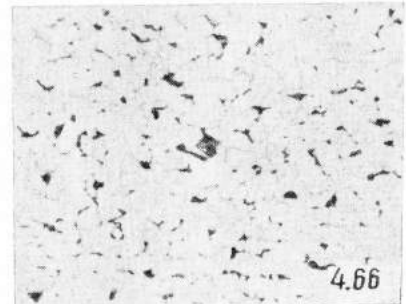
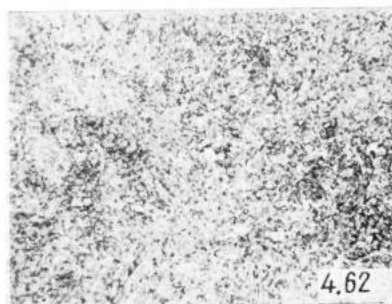
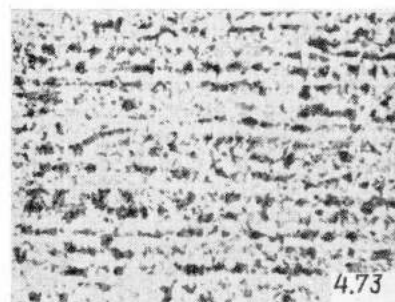
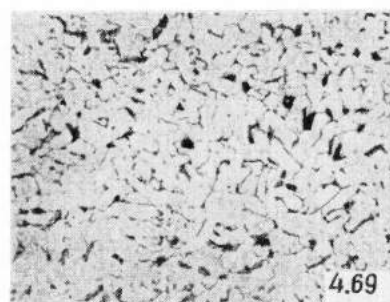
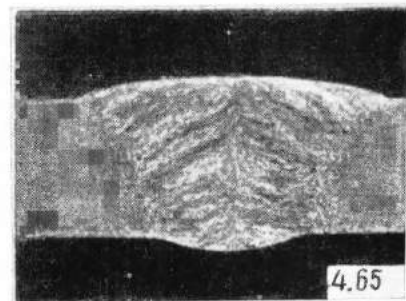
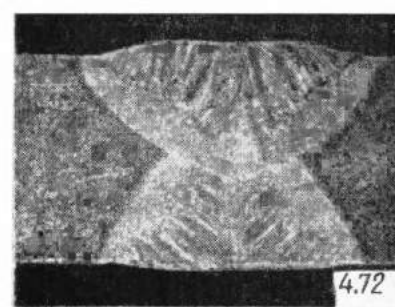
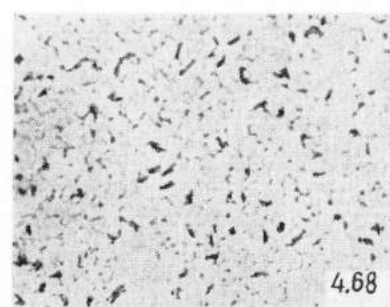
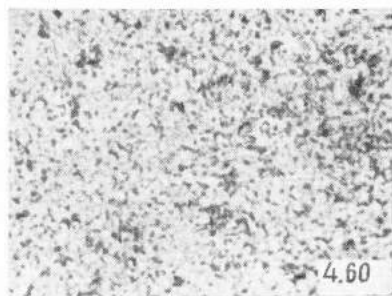


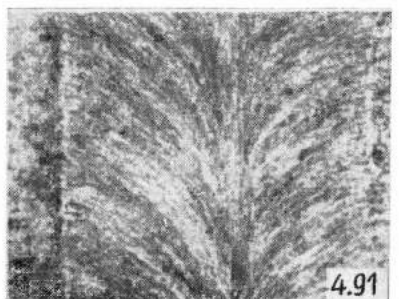
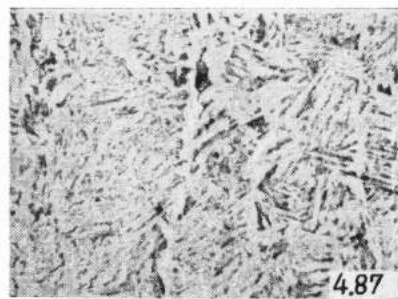
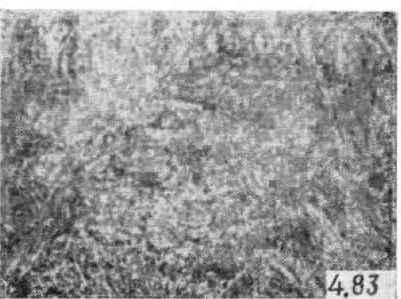
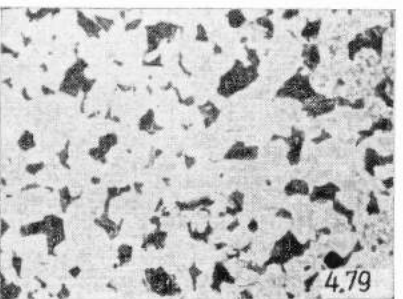
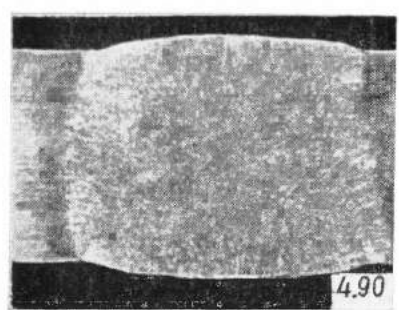
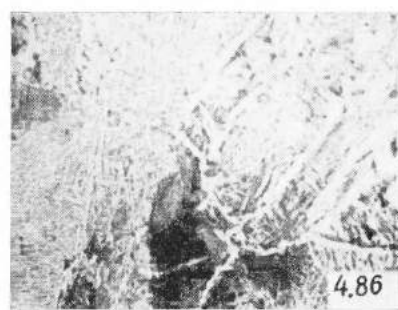
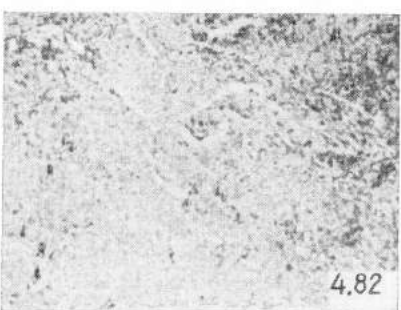
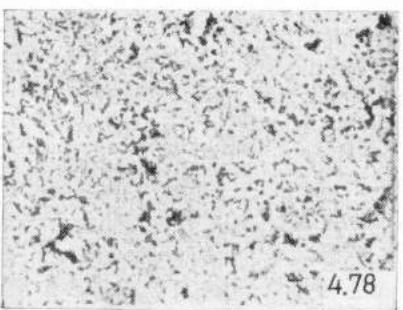
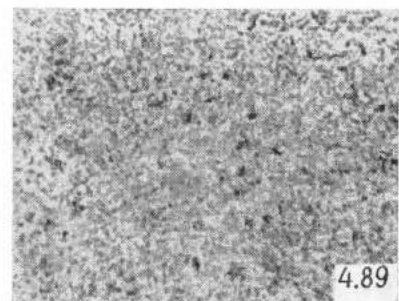
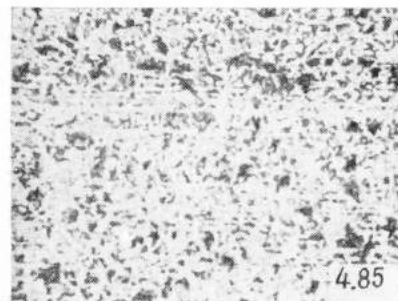
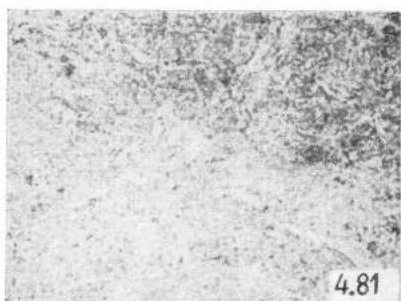
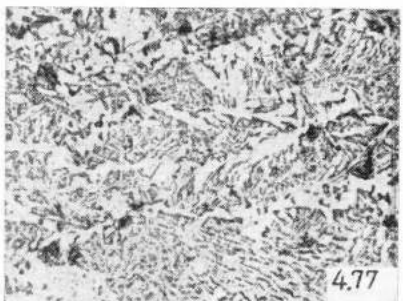
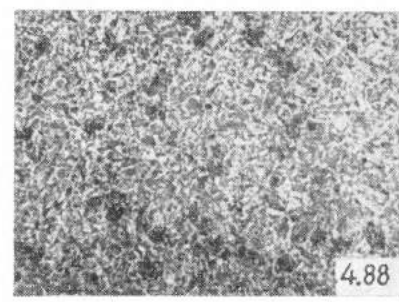
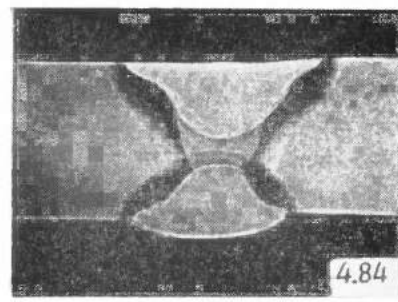
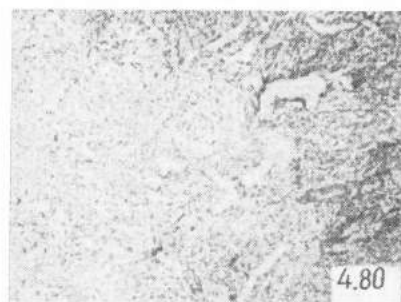
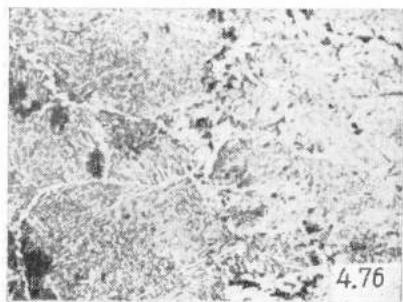
4.40

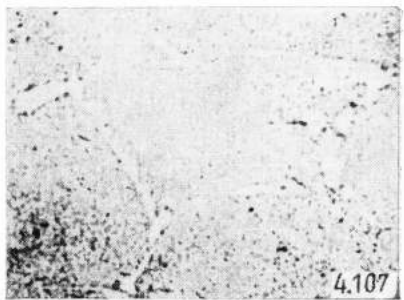
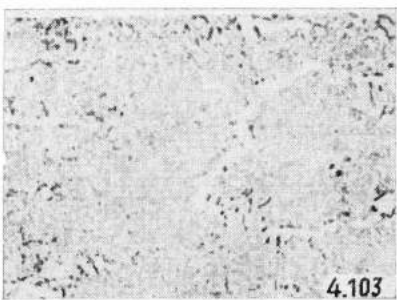
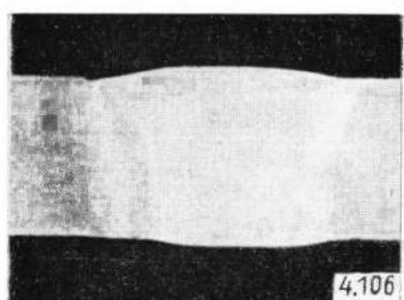
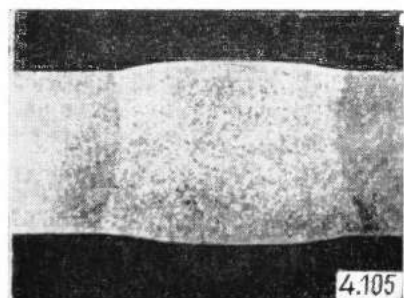
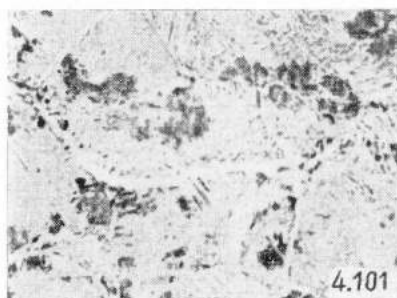
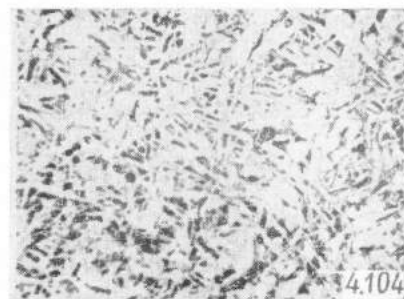
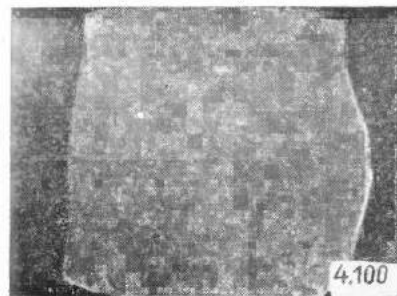
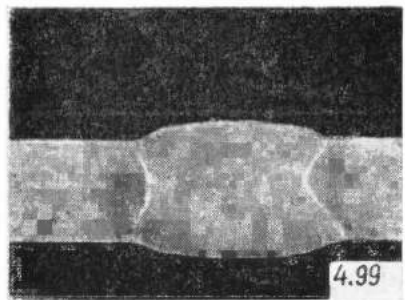
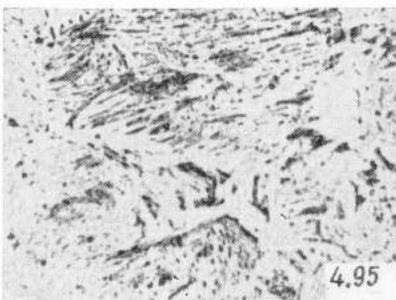
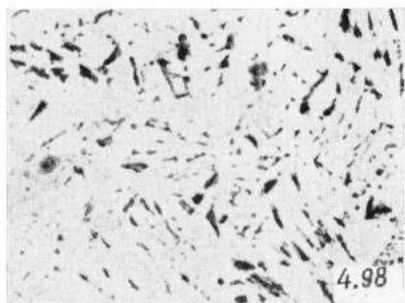
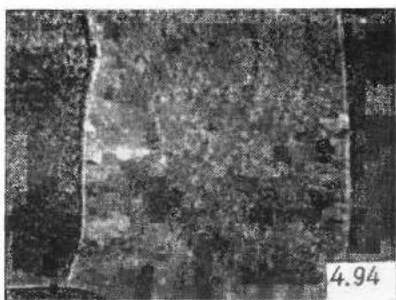
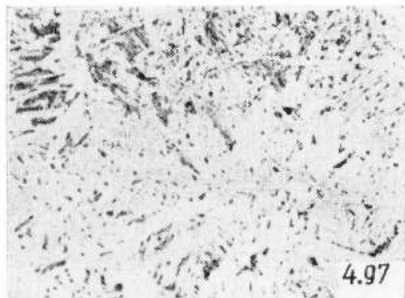
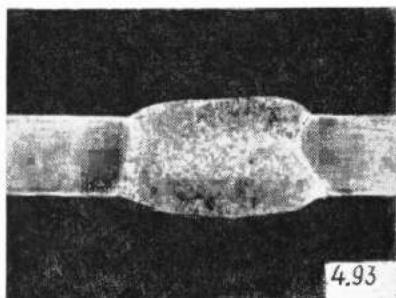
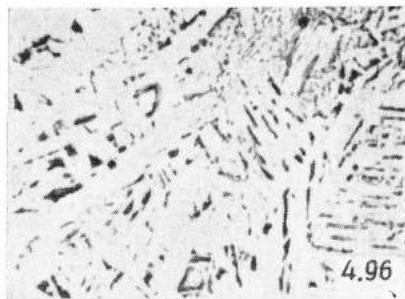
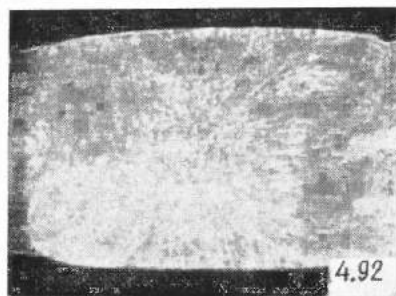


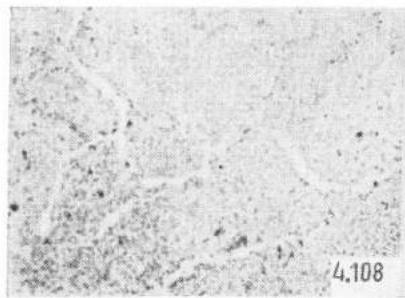
4.44



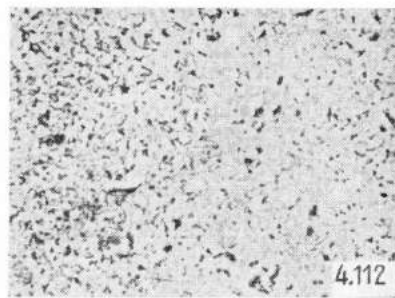




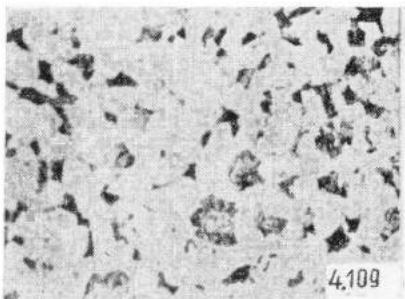




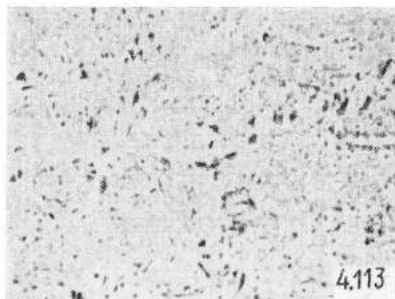
4.108



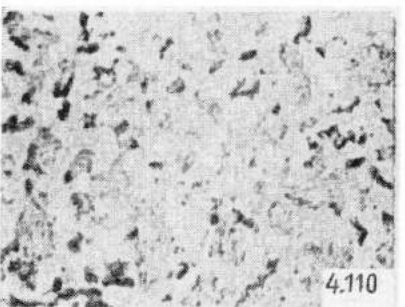
4.112



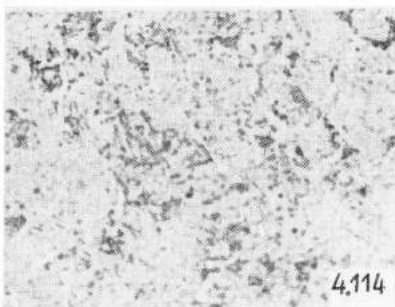
4.109



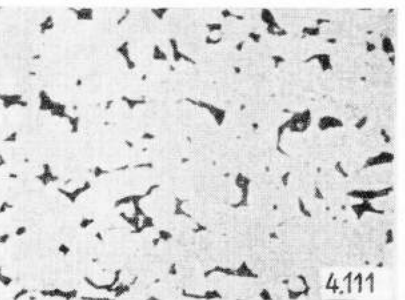
4.113



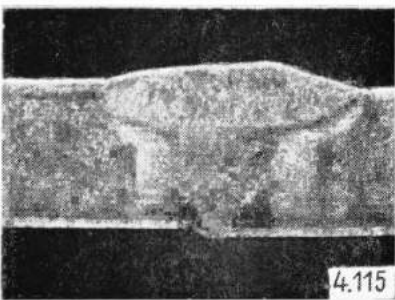
4.110



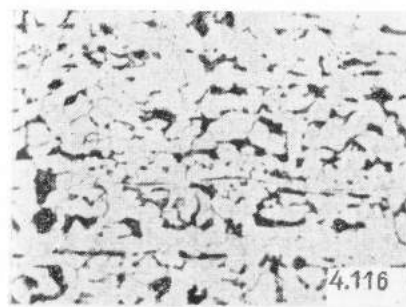
4.114



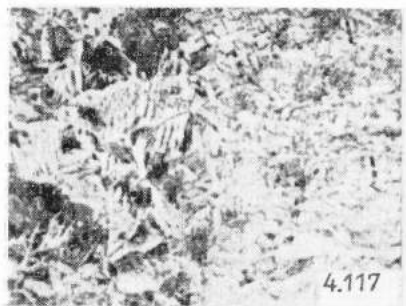
4.111



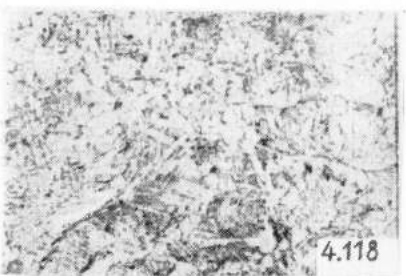
4.115



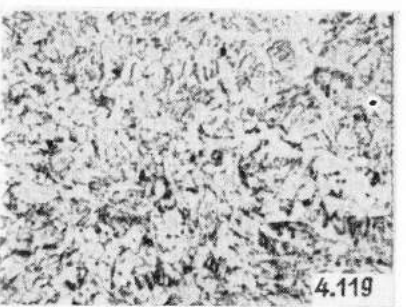
4.116



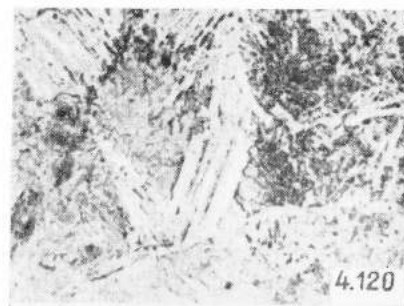
4.117



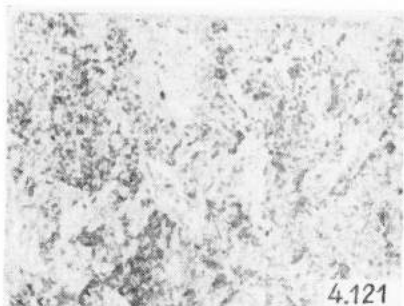
4.118



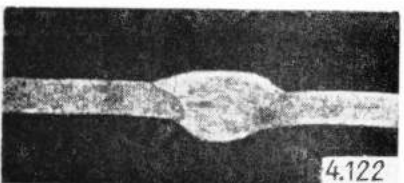
4.119



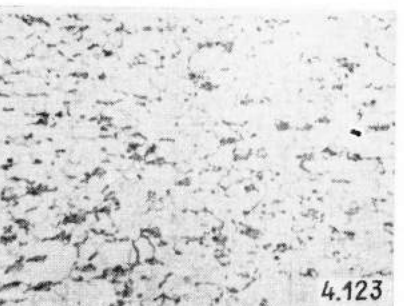
4.120



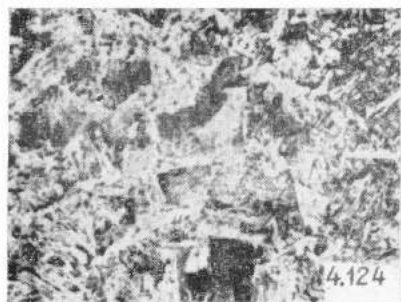
4.121



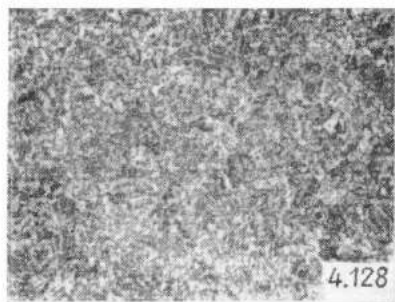
4.122



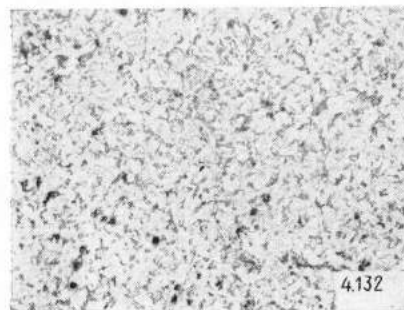
4.123



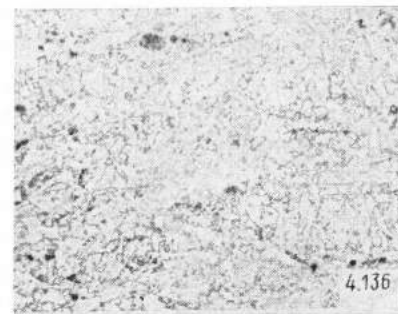
4.124



4.128



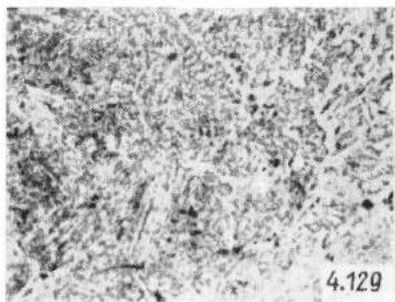
4.132



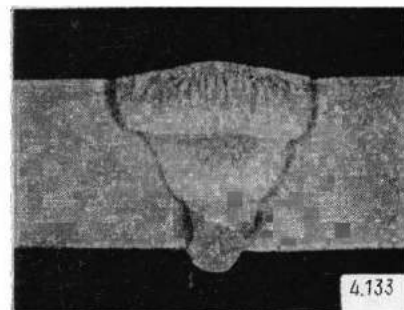
4.136



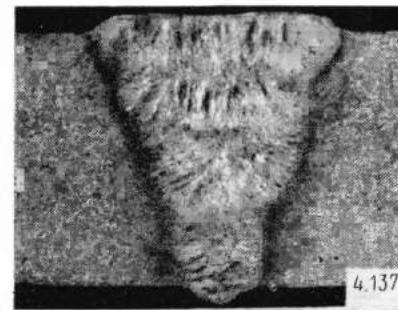
4.125



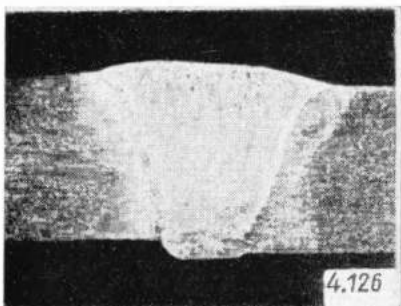
4.129



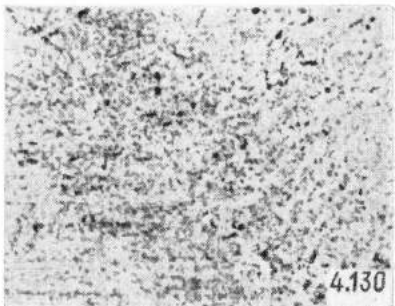
4.133



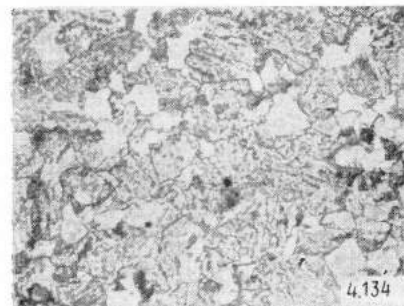
4.137



4.126



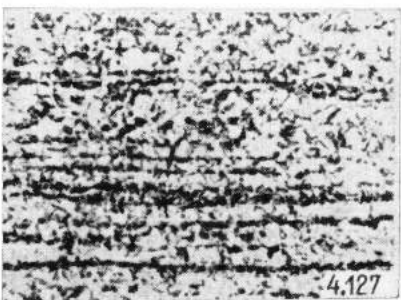
4.130



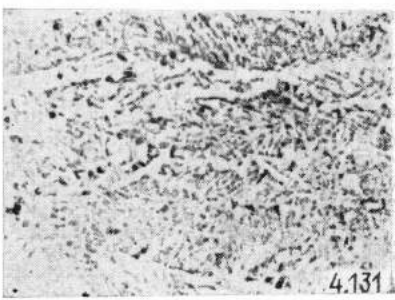
4.134



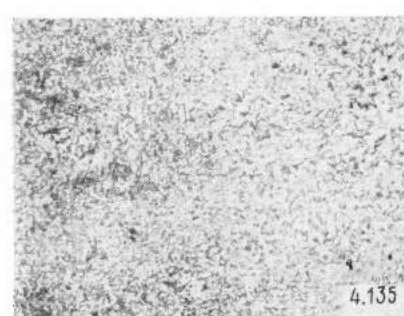
4.138



4.127



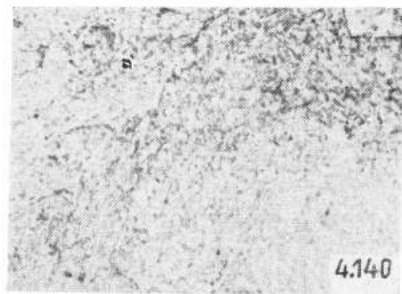
4.131



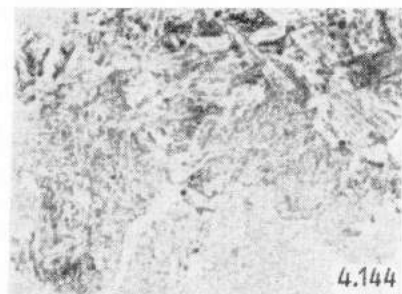
4.135



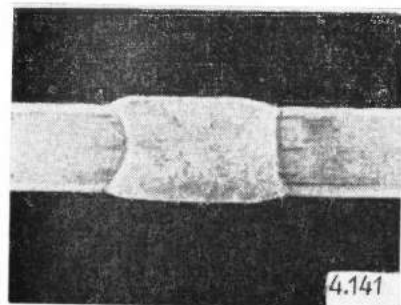
4.139



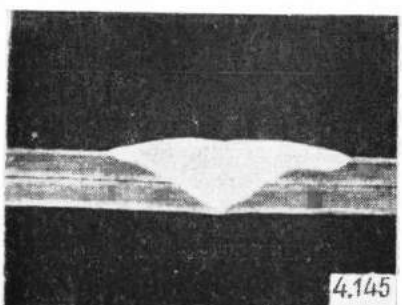
4.140



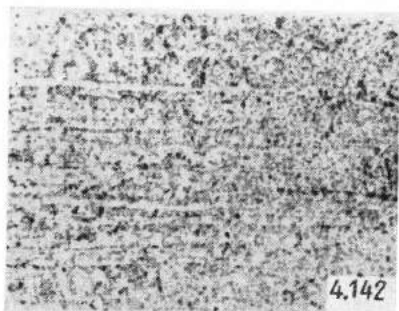
4.144



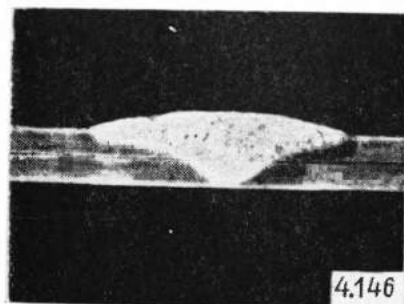
4.141



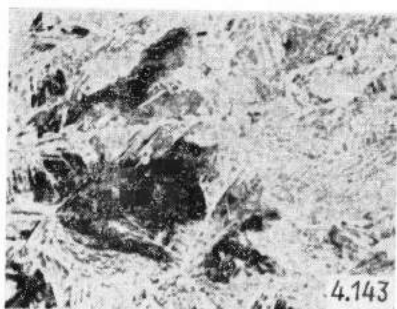
4.145



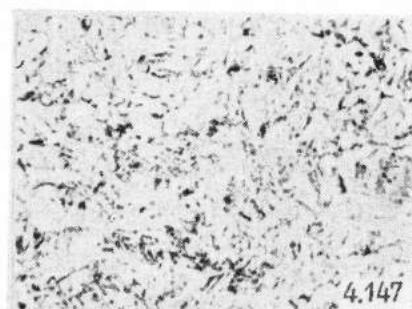
4.142



4.146



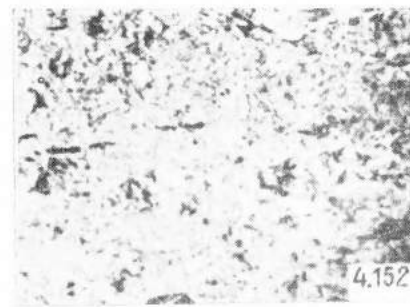
4.143



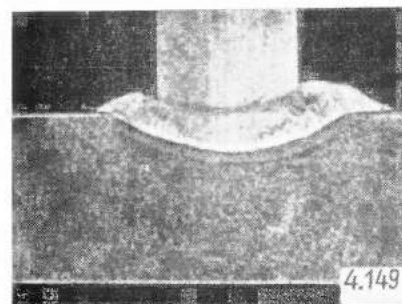
4.147



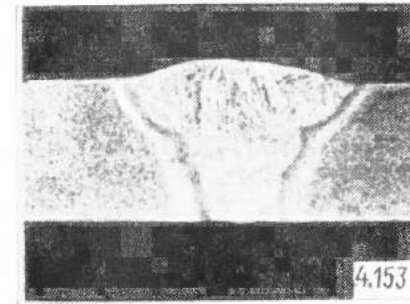
4.148



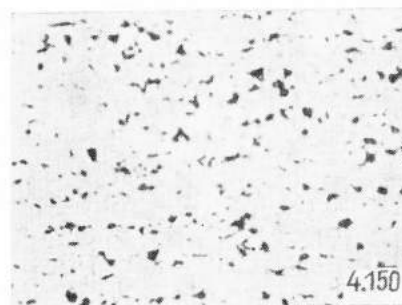
4.152



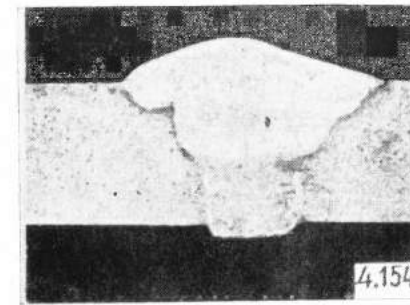
4.149



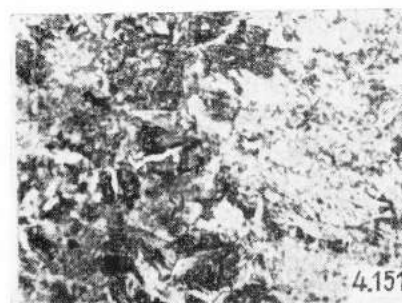
4.153



4.150



4.154



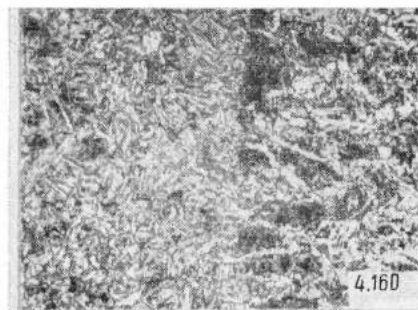
4.151



4.155



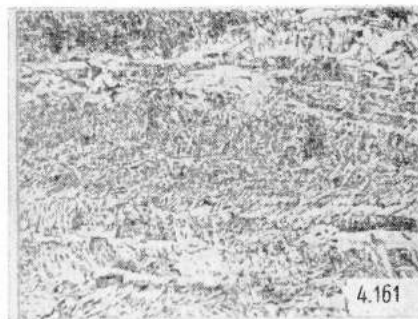
4.156



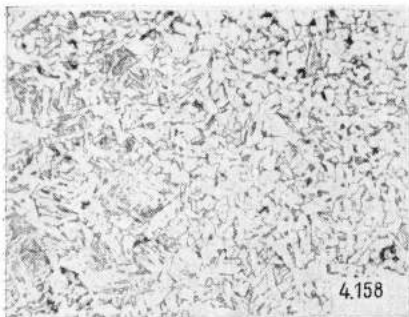
4.160



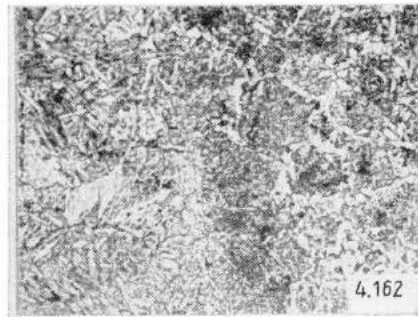
4.157



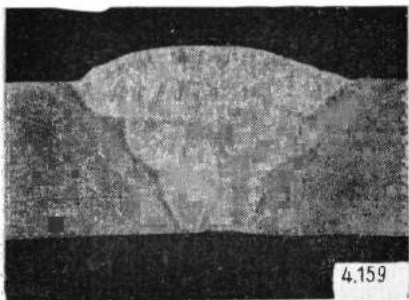
4.161



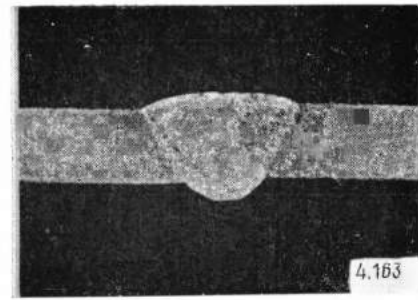
4.158



4.162



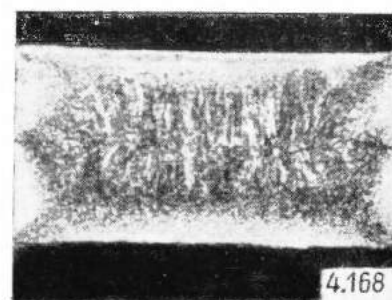
4.159



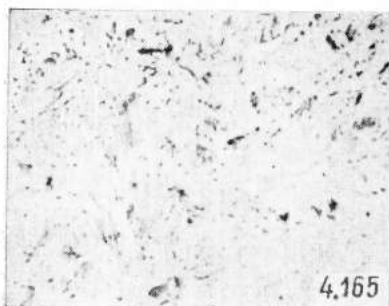
4.163



4.164



4.168



4.165



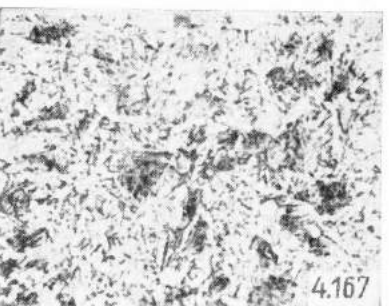
4.169



4.166



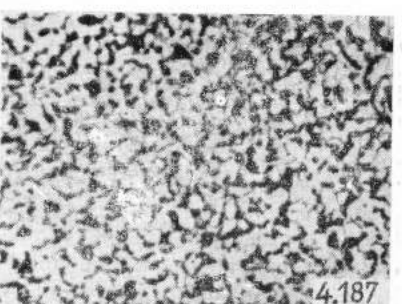
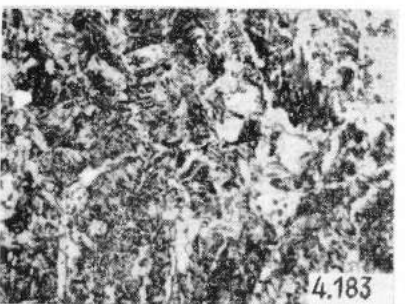
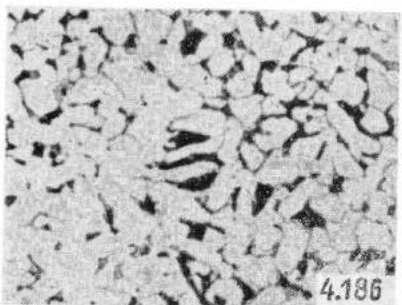
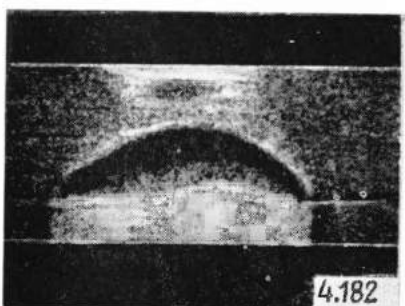
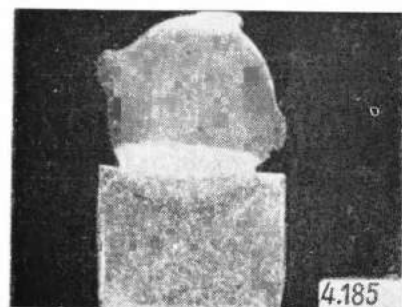
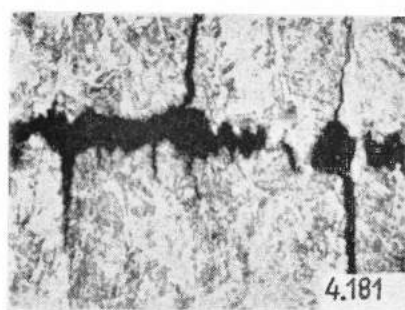
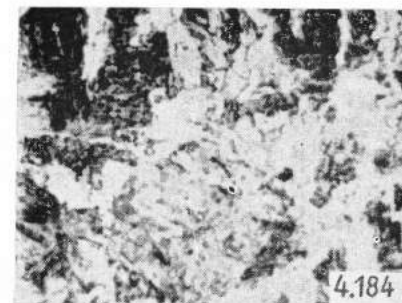
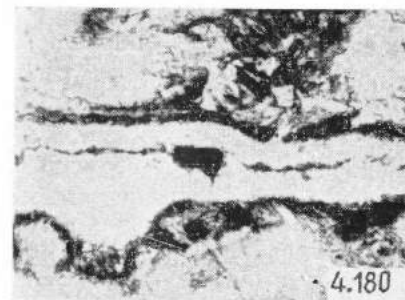
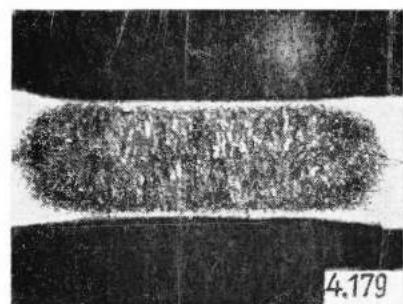
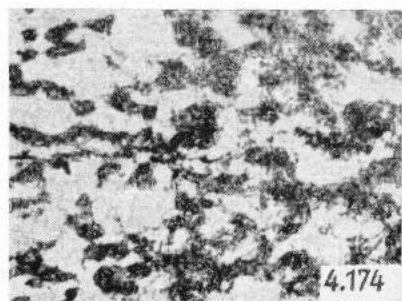
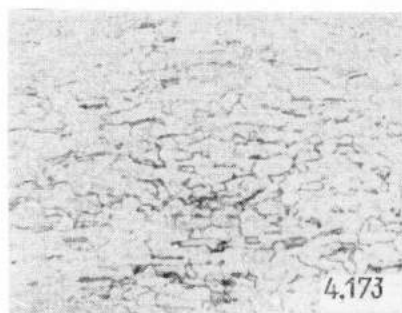
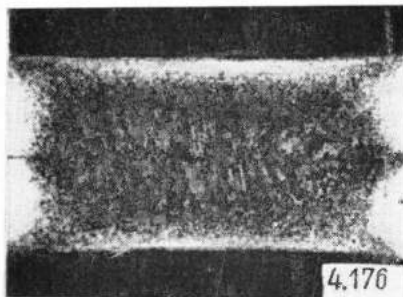
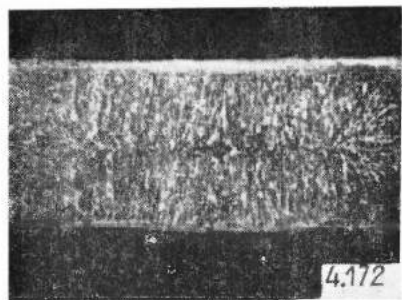
4.170

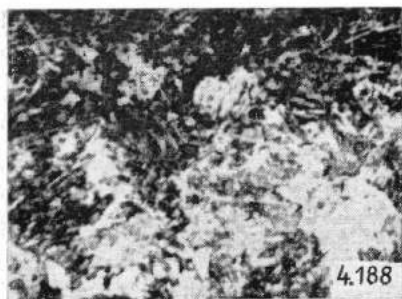


4.167

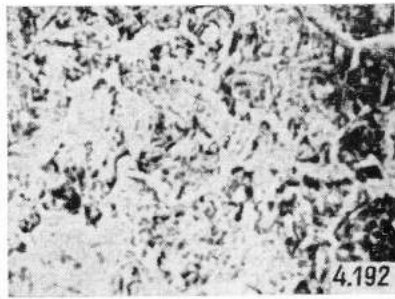


4.171

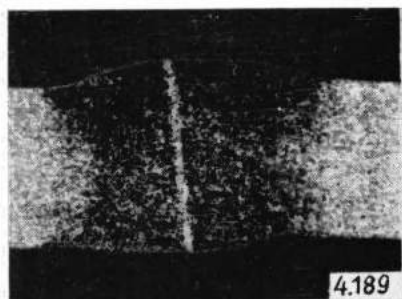




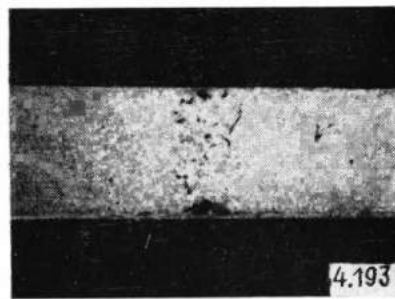
4.188



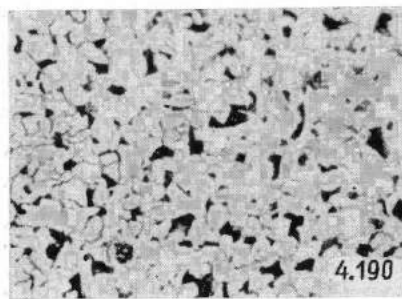
4.192



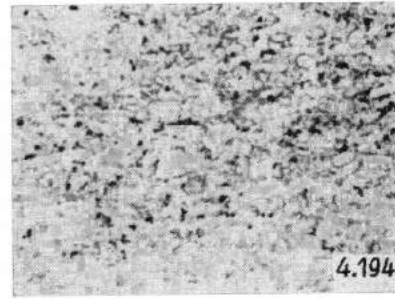
4.189



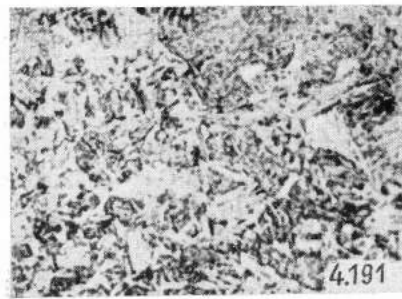
4.193



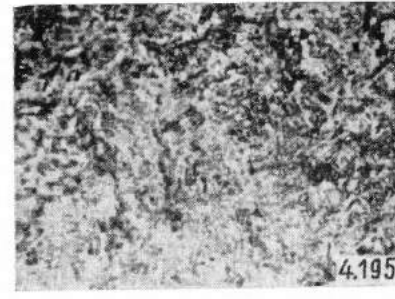
4.190



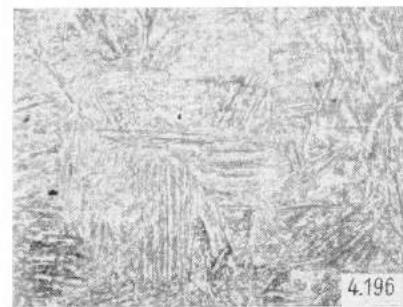
4.194



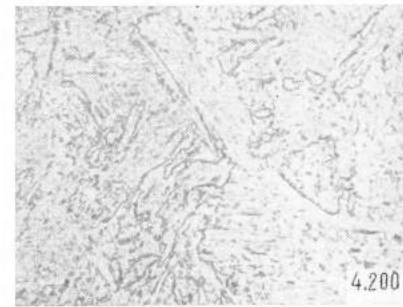
4.191



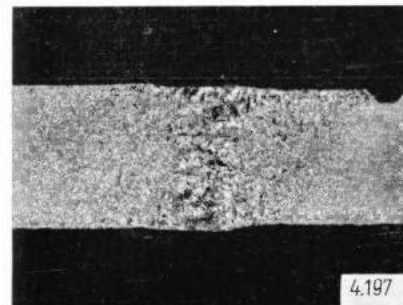
4.195



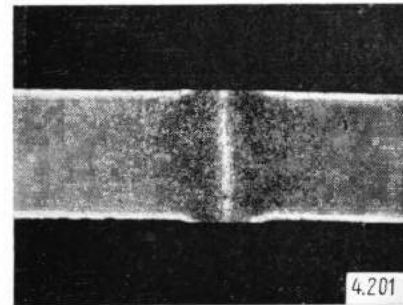
4.196



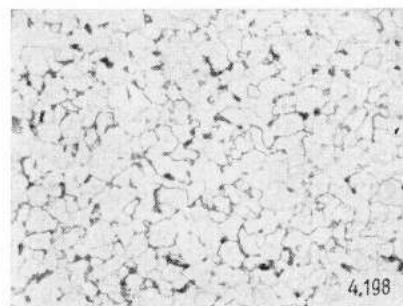
4.200



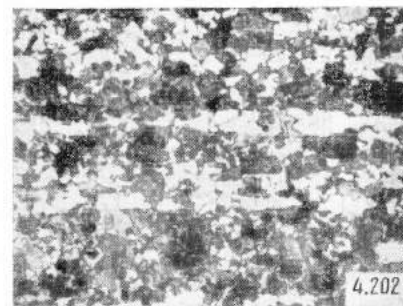
4.197



4.201



4.198



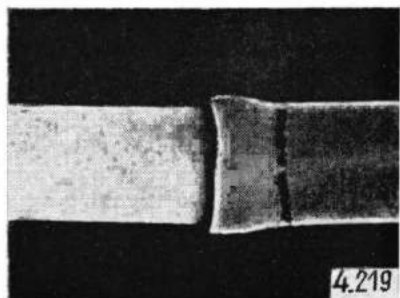
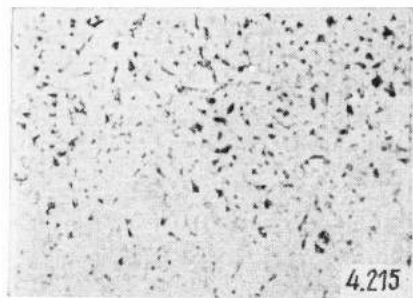
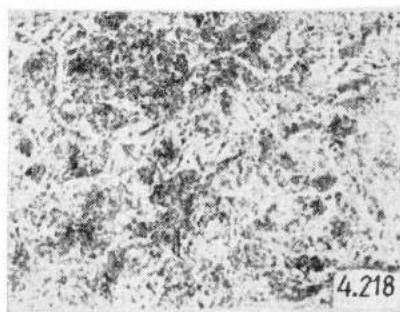
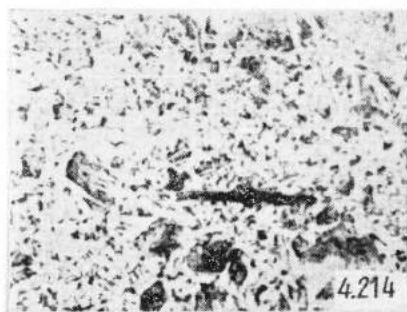
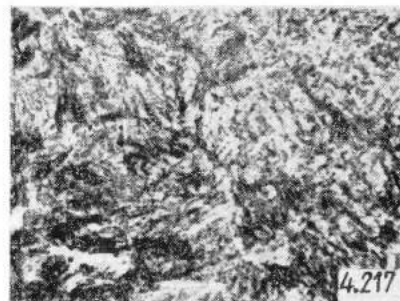
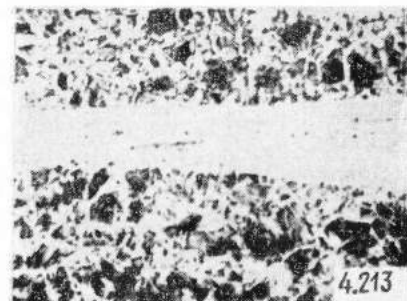
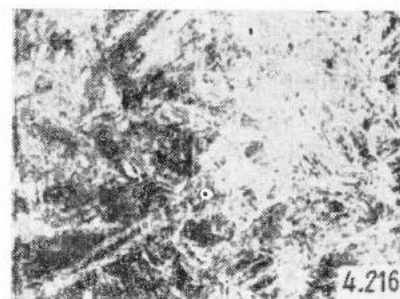
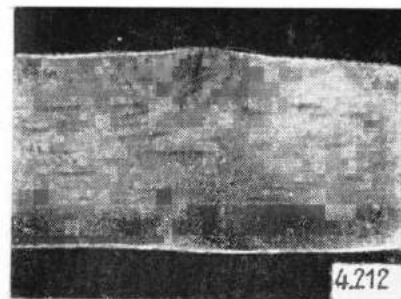
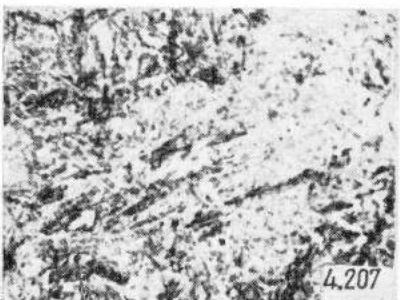
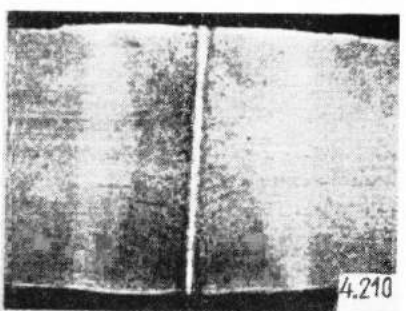
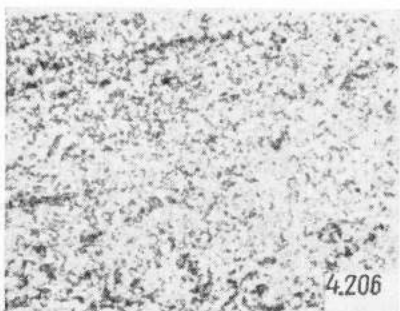
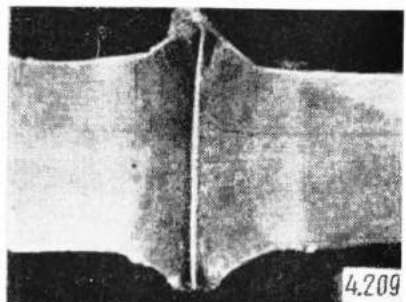
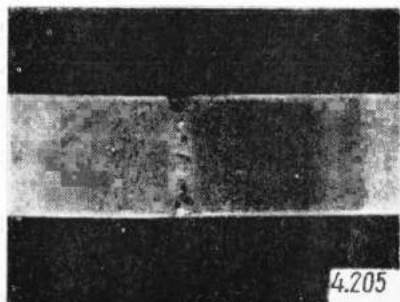
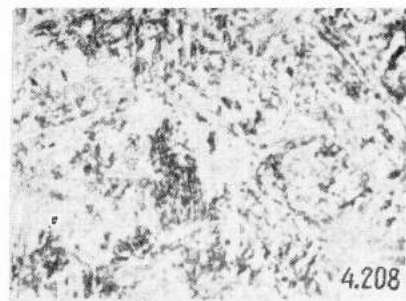
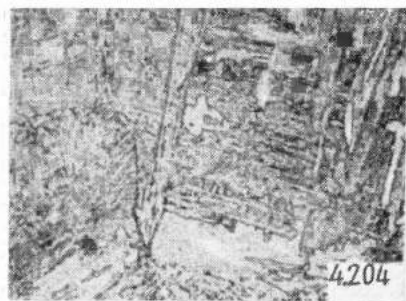
4.202

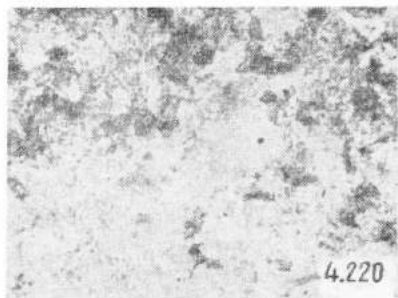


4.199

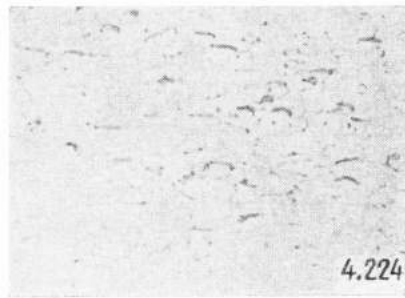


4.203





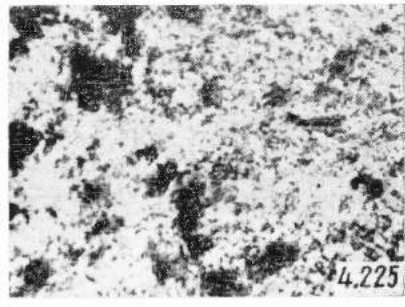
4.220



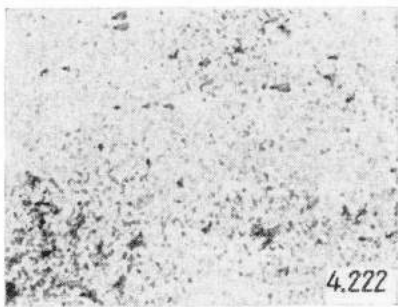
4.224



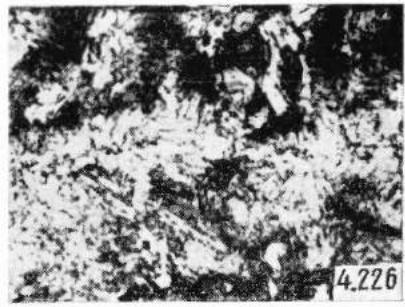
4.221



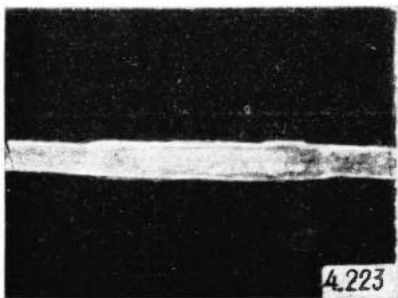
4.225



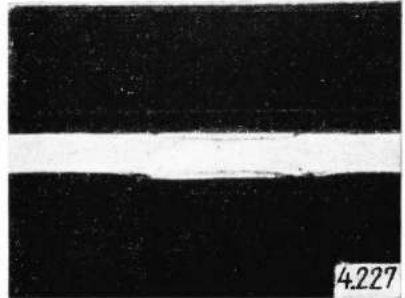
4.222



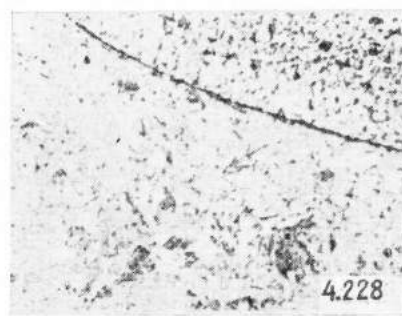
4.226



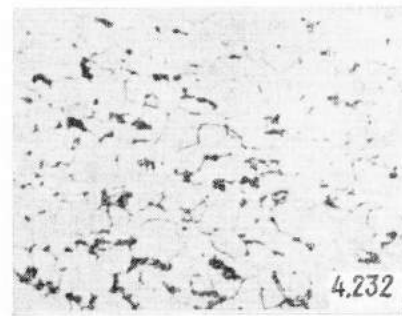
4.223



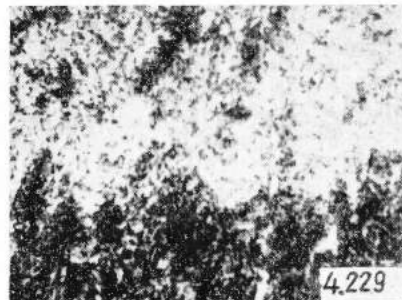
4.227



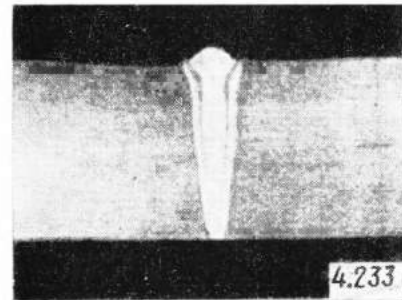
4.228



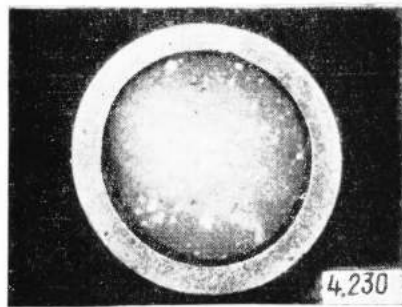
4.232



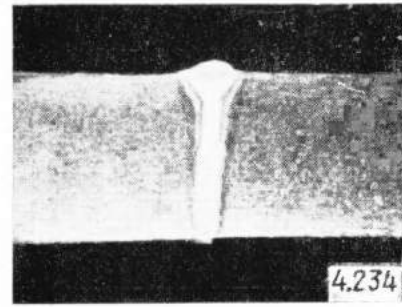
4.229



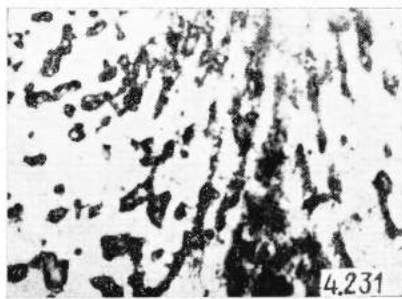
4.233



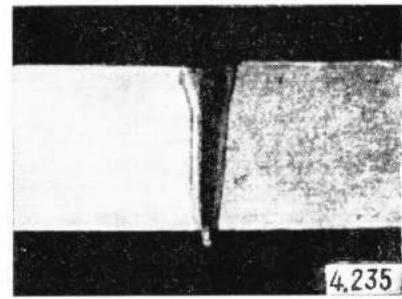
4.230



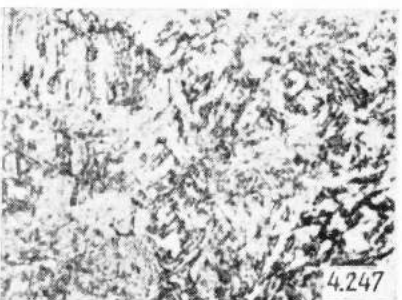
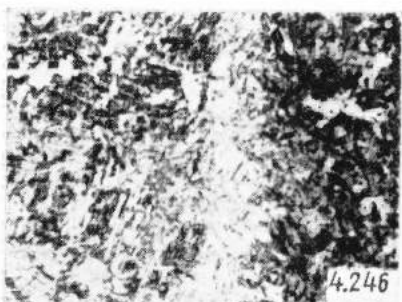
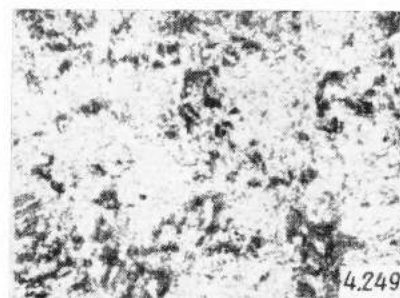
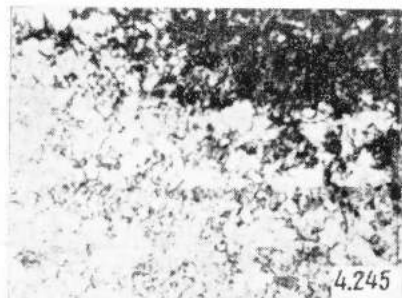
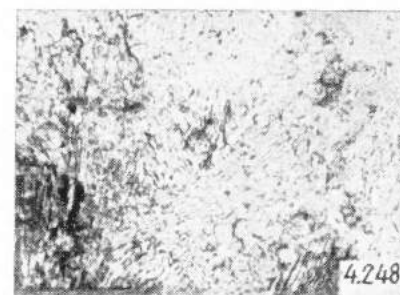
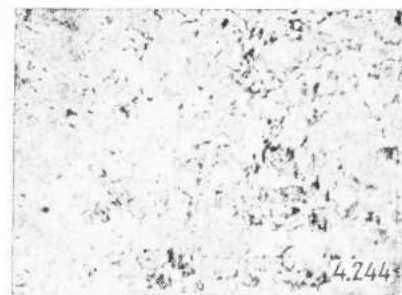
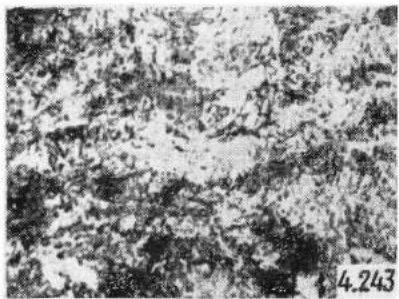
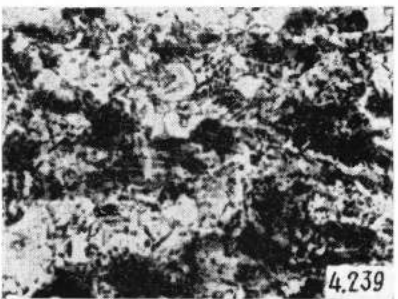
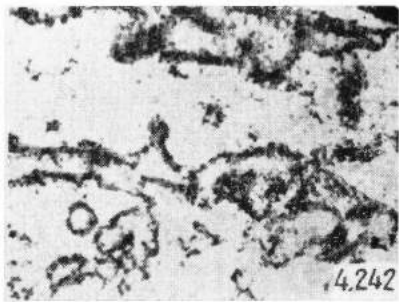
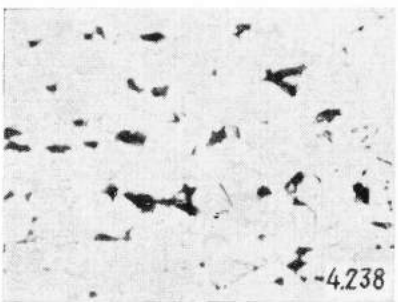
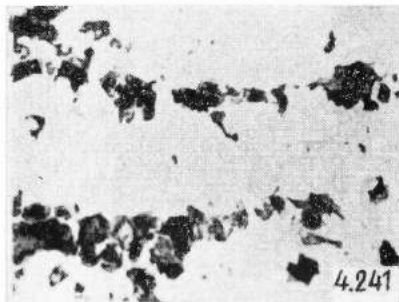
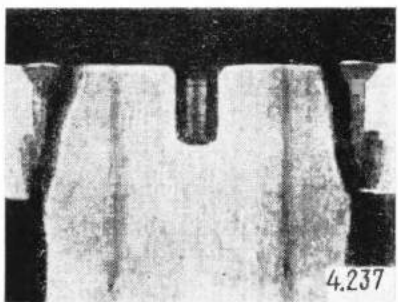
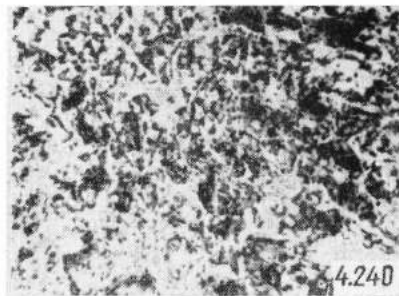
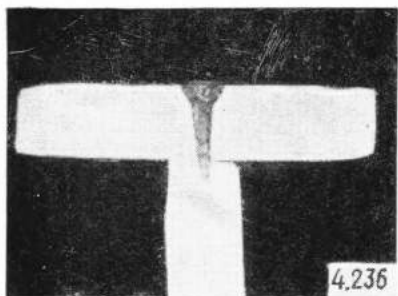
4.234

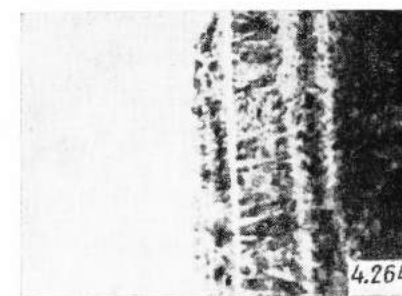
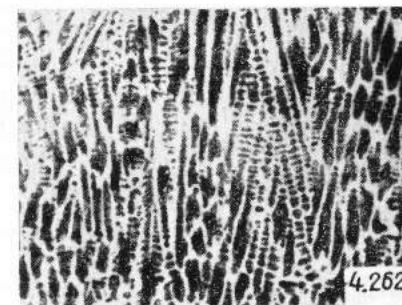
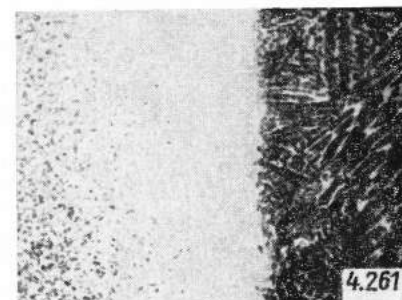
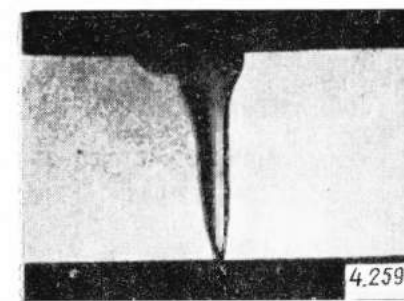
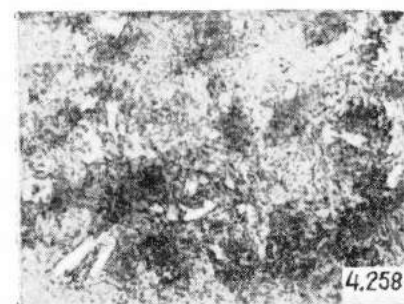
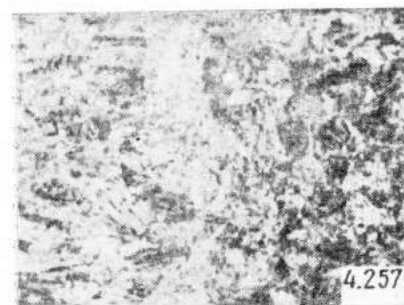
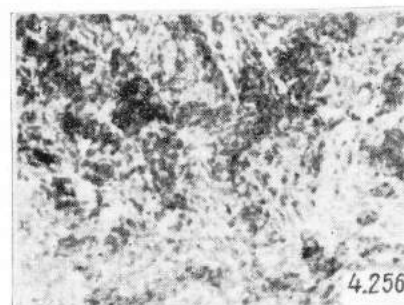
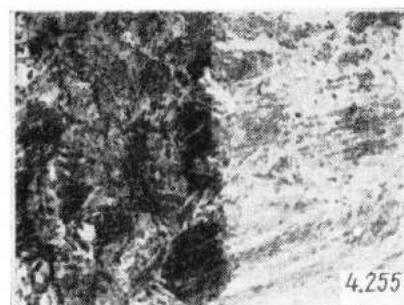
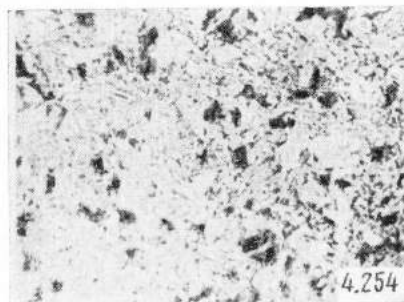
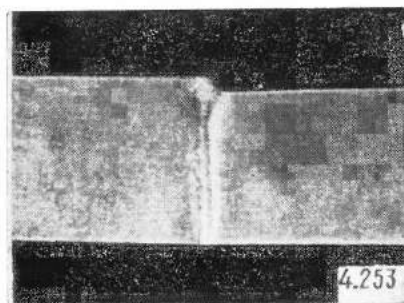
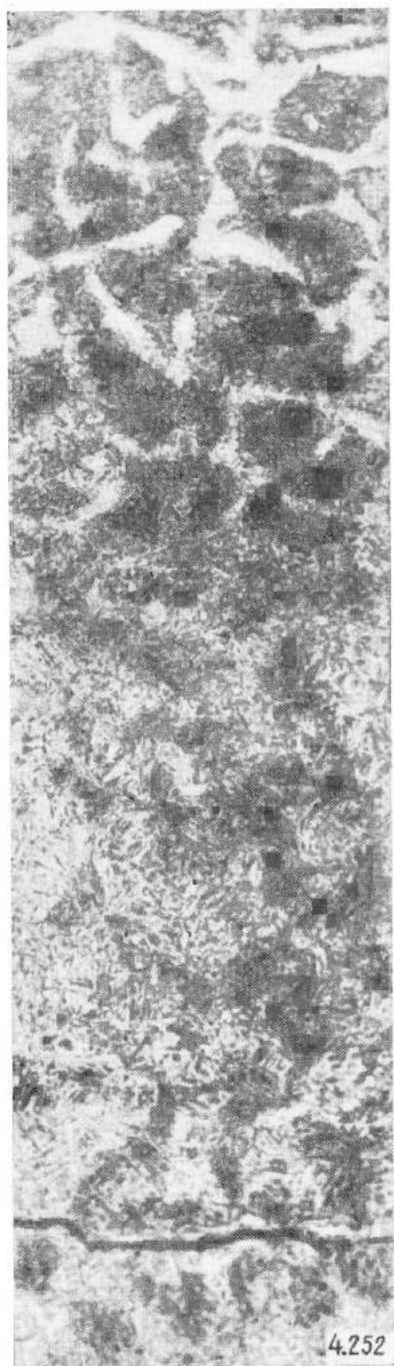


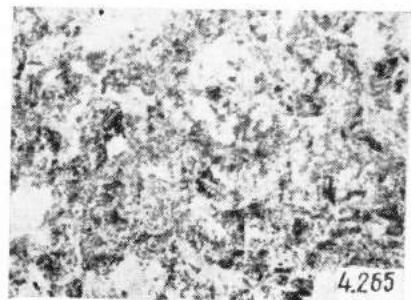
4.231



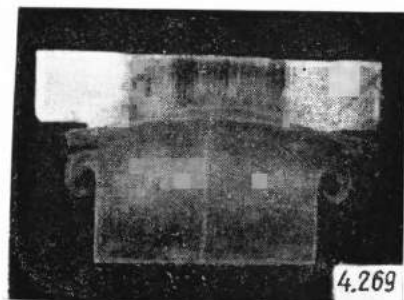
4.235



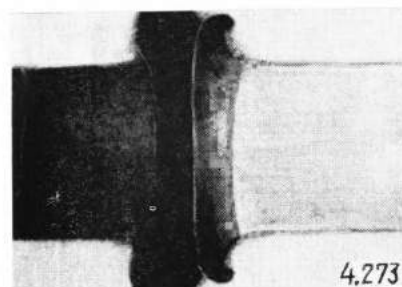




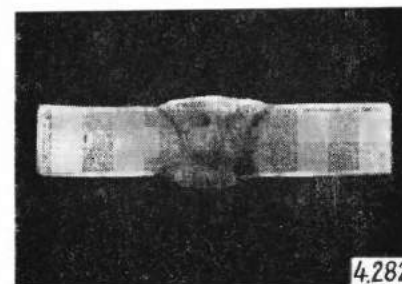
4.265



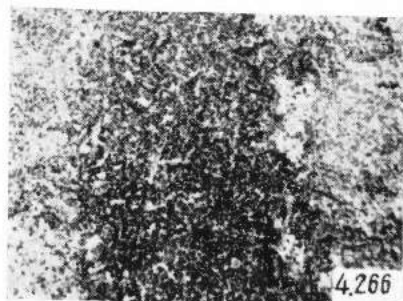
4.269



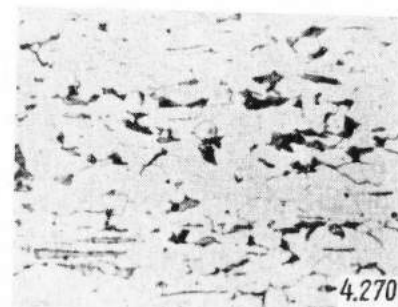
4.273



4.282



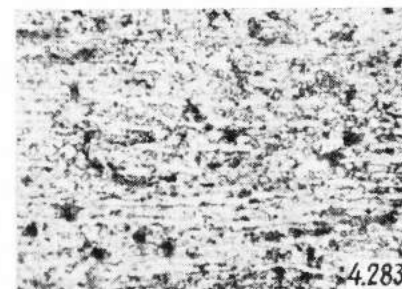
4.266



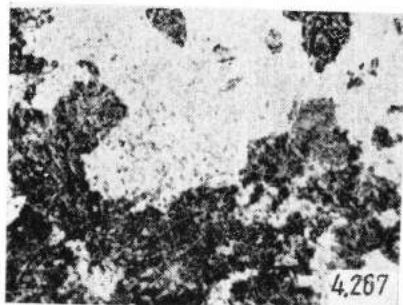
4.270



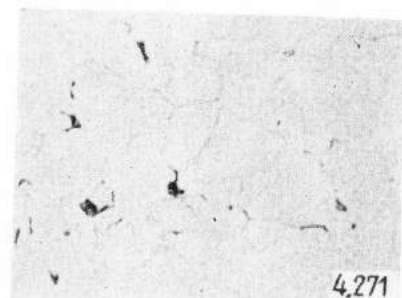
4.274



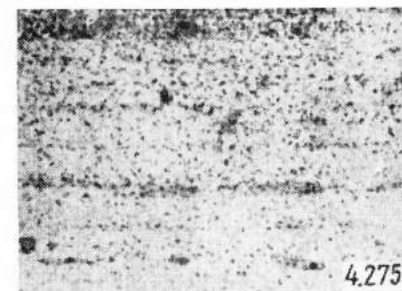
4.283



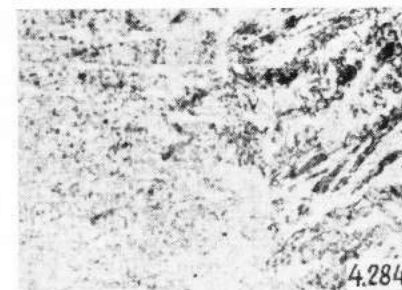
4.267



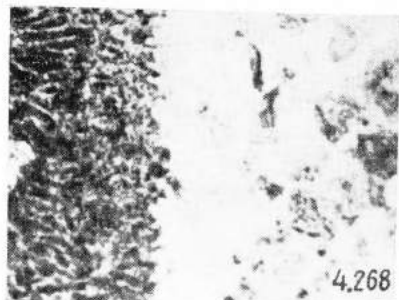
4.271



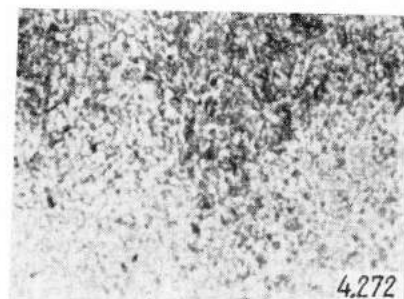
4.275



4.284



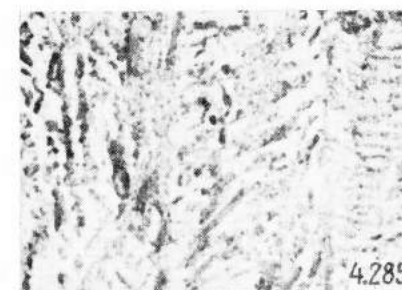
4.268



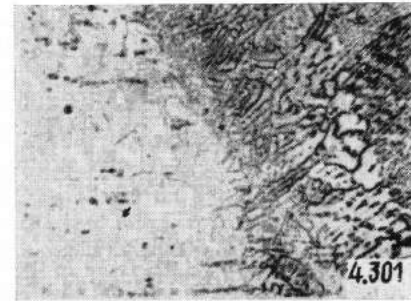
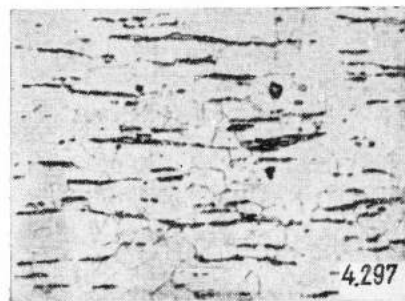
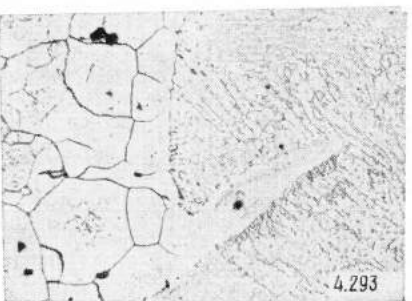
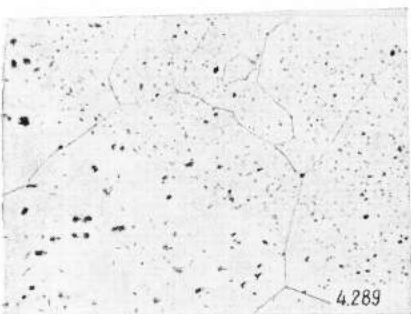
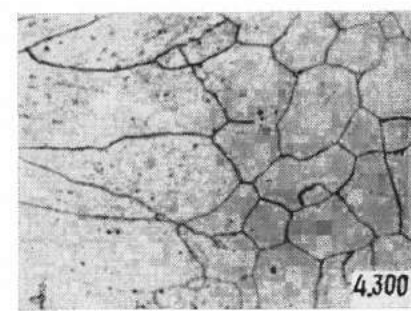
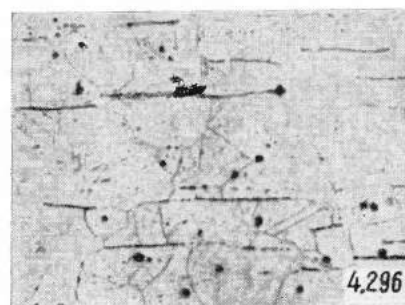
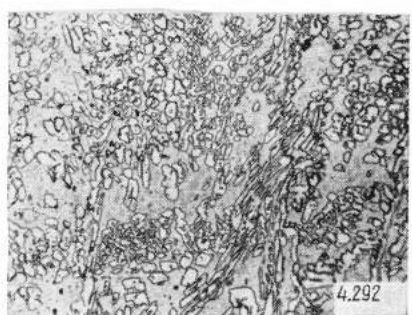
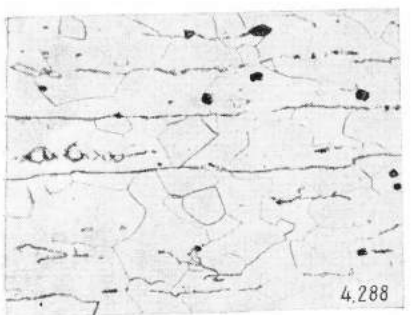
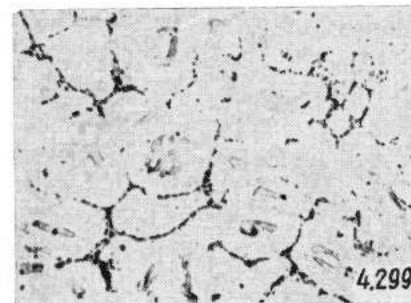
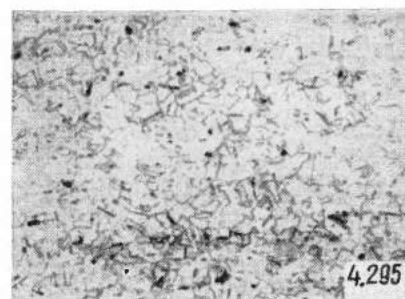
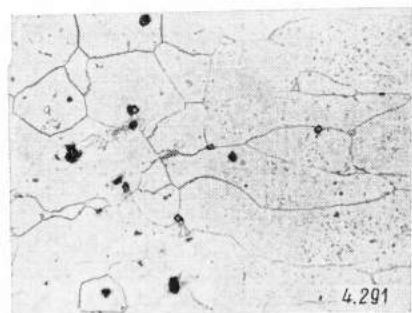
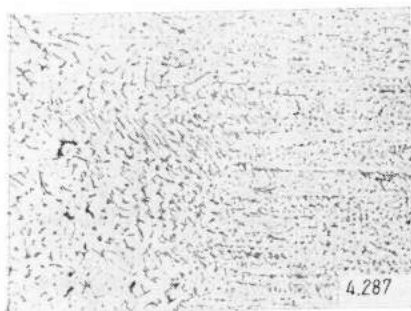
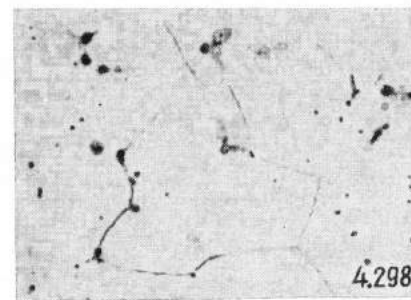
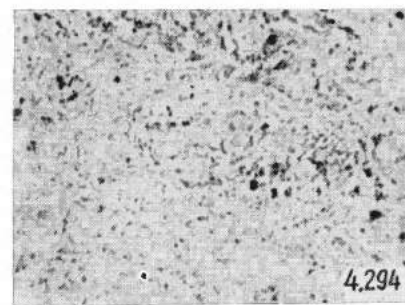
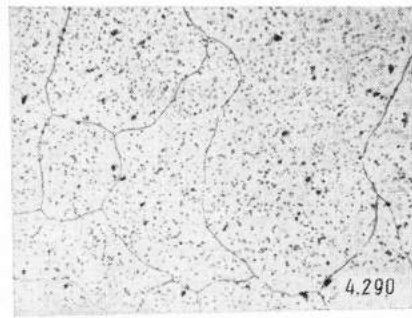
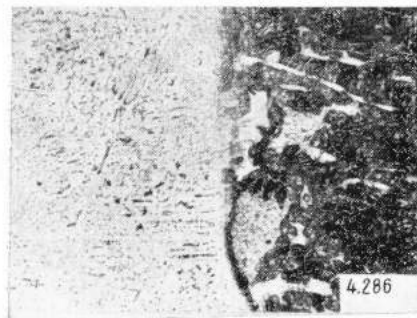
4.272

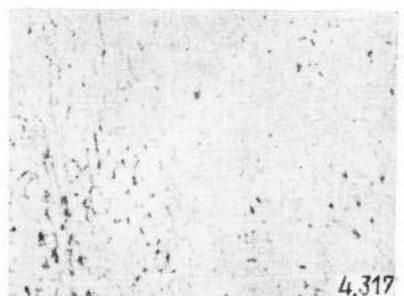
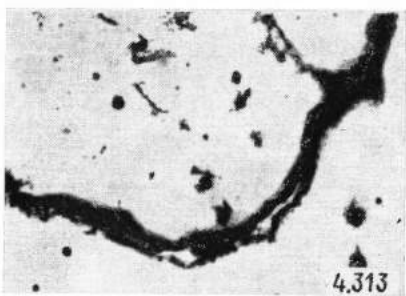
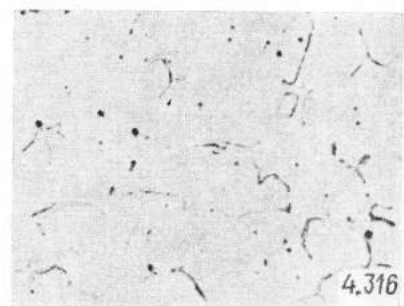
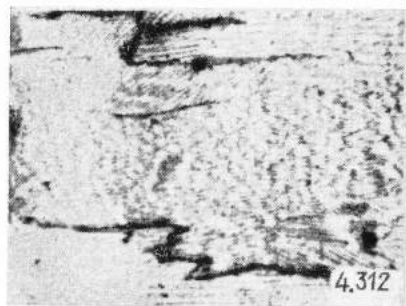
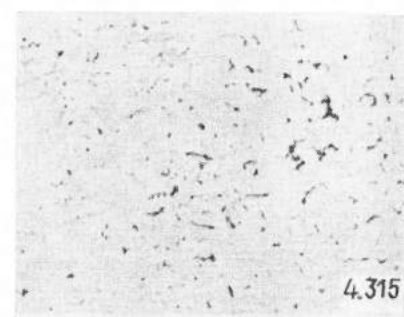
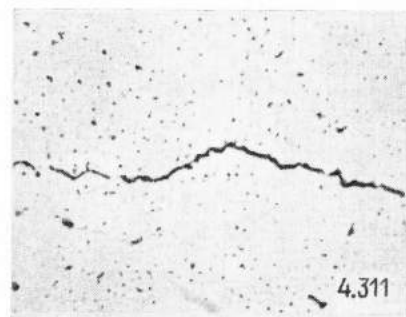
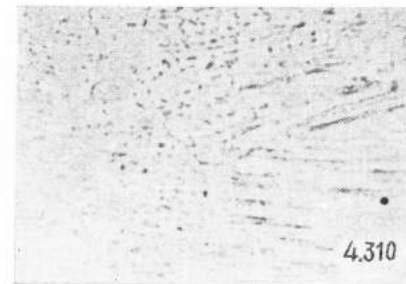
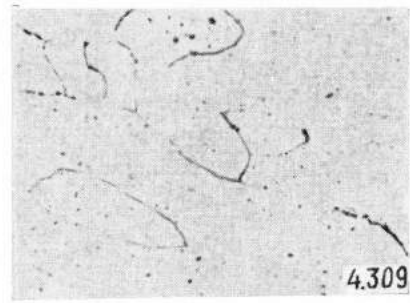
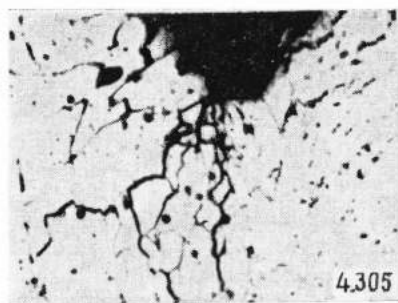
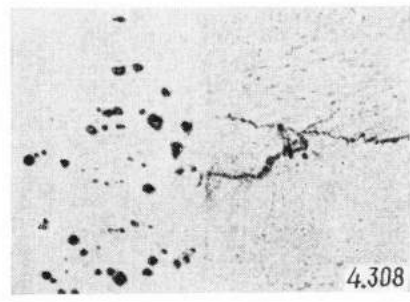
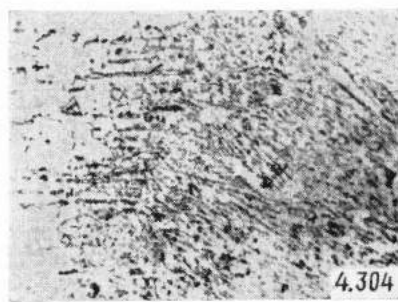
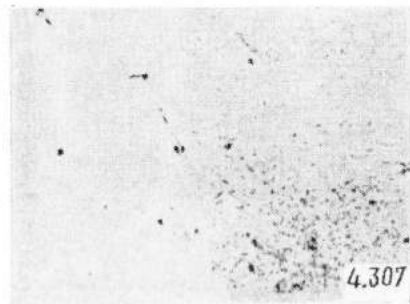
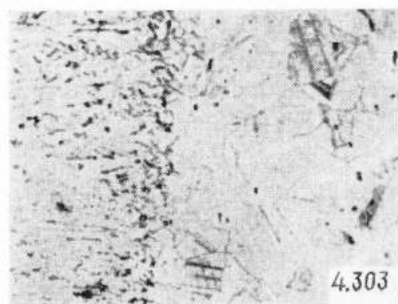
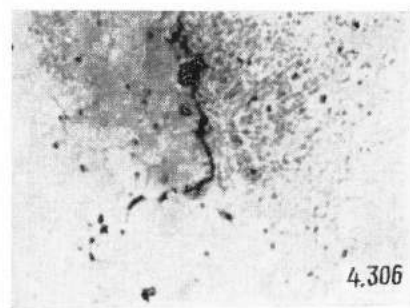
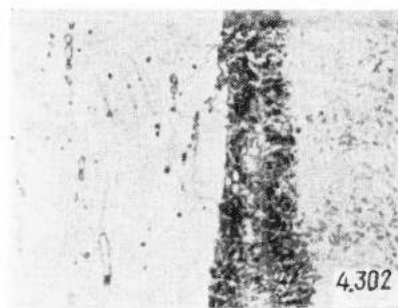


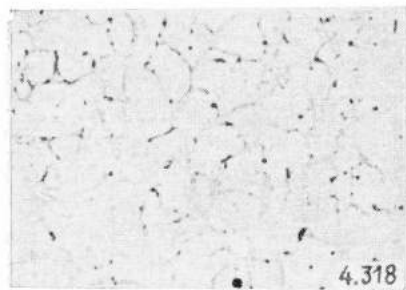
4.276



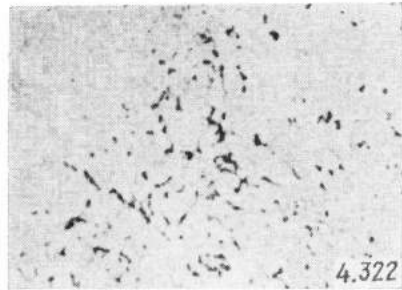
4.285



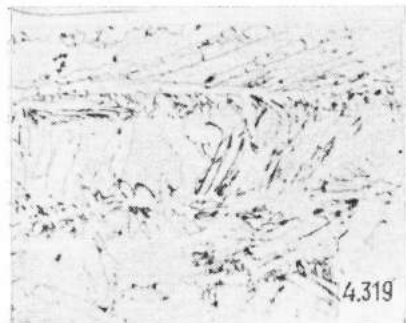




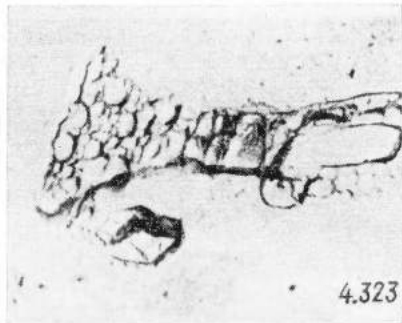
4.318



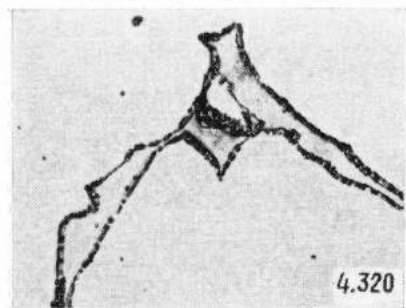
4.322



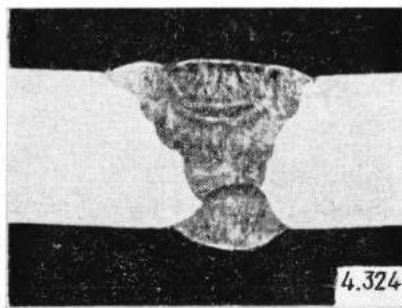
4.319



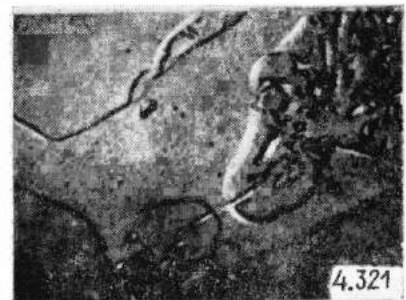
4.323



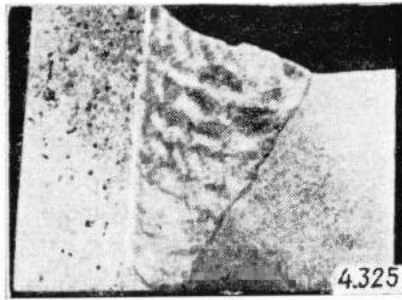
4.320



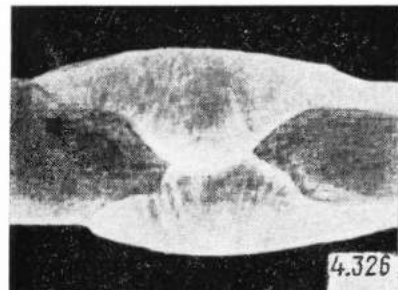
4.324



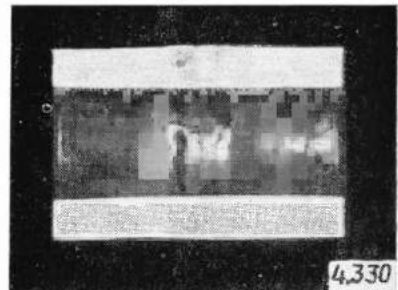
4.321



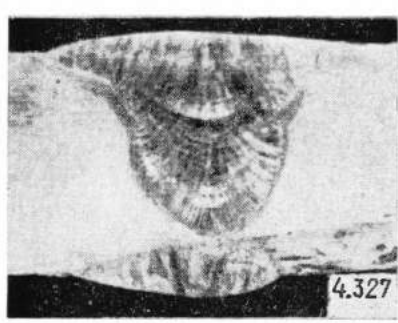
4.325



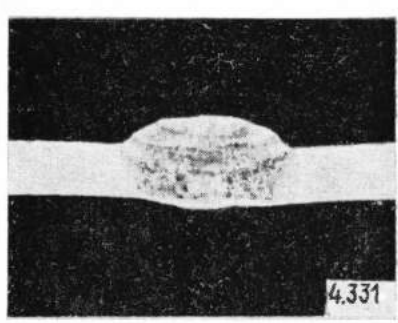
4.326



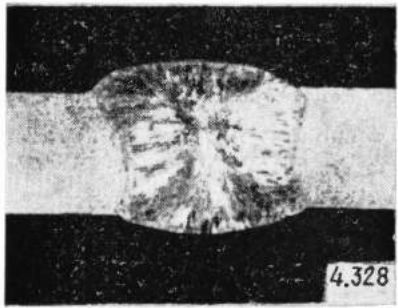
4.330



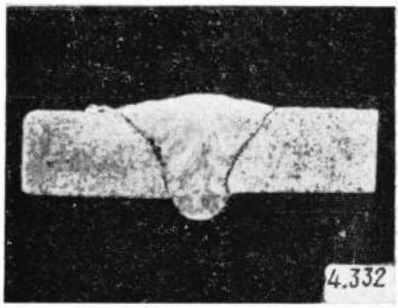
4.327



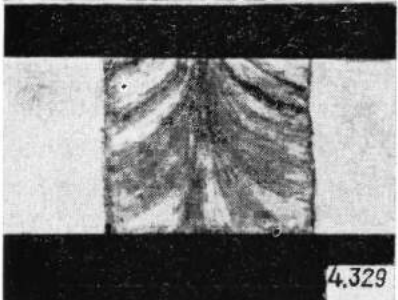
4.331



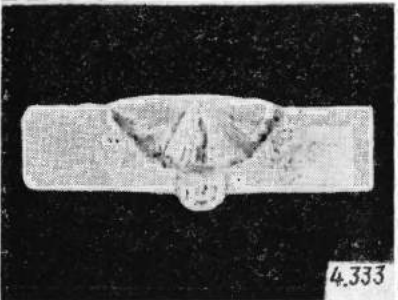
4.328



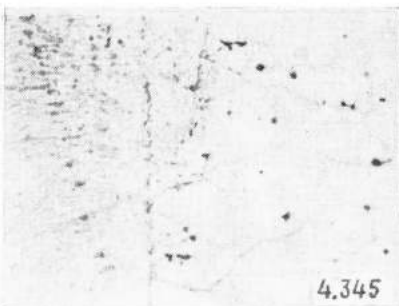
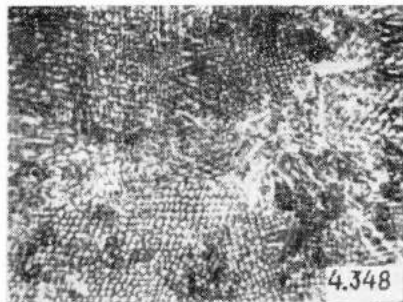
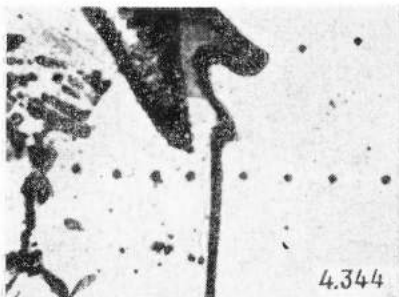
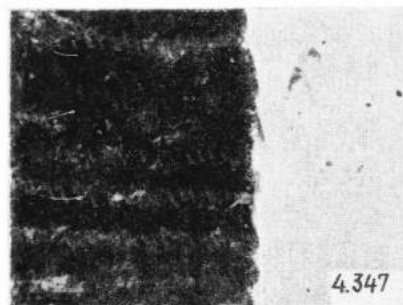
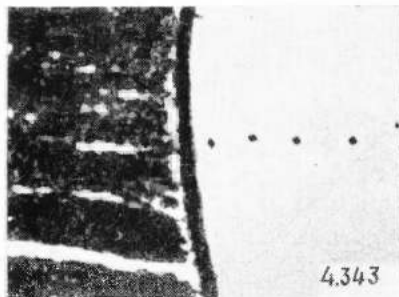
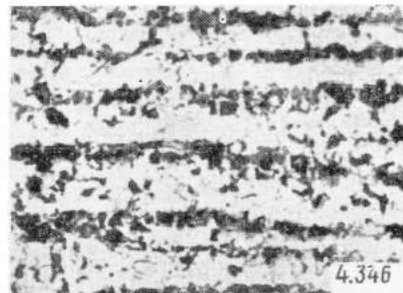
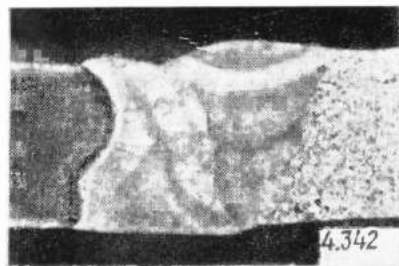
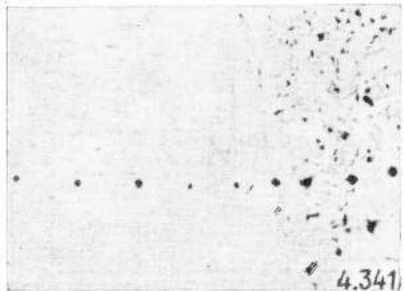
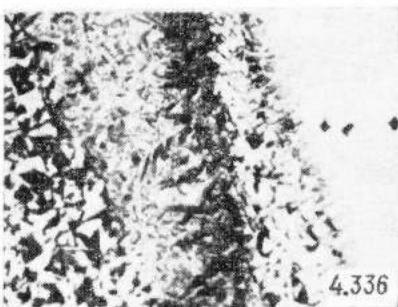
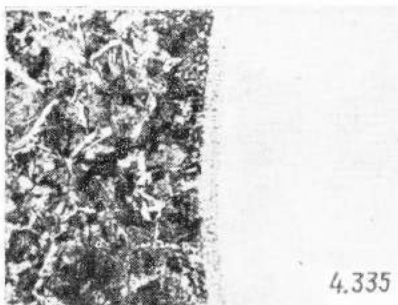
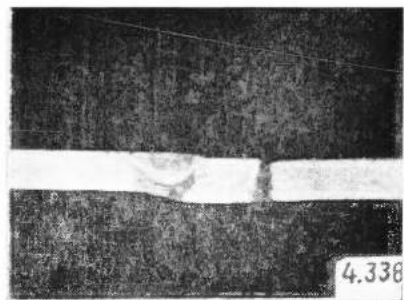
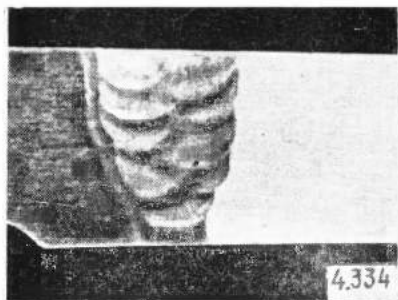
4.332

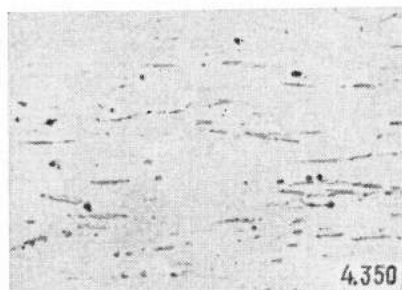


4.329

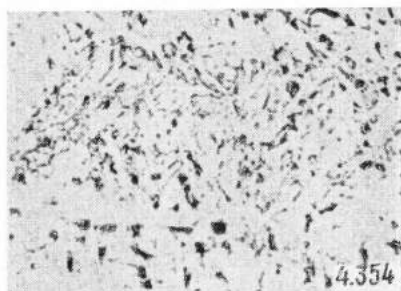


4.333

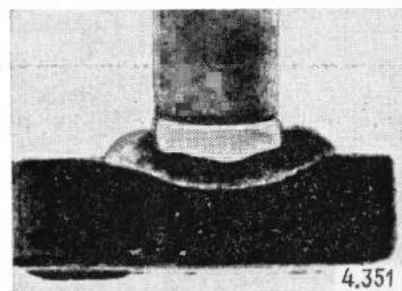




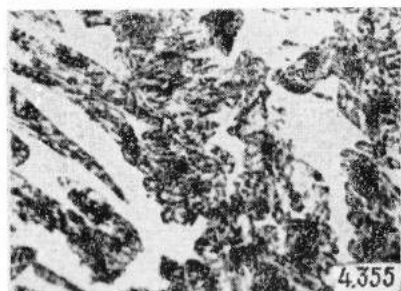
4.350



4.354



4.351



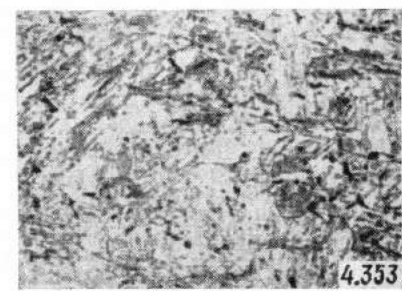
4.355



4.352



4.356



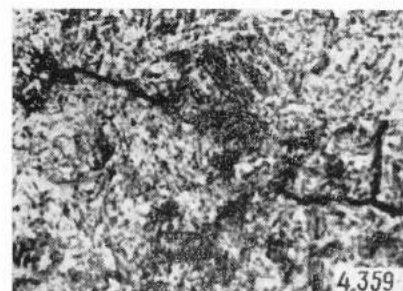
4.353



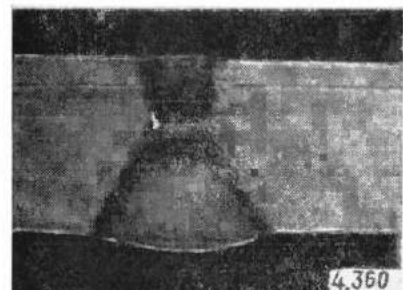
4.357



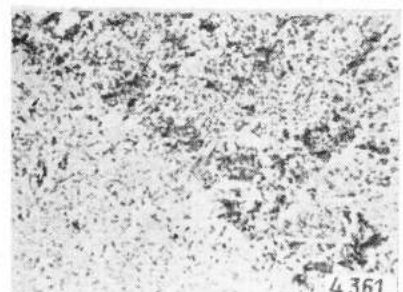
4.358



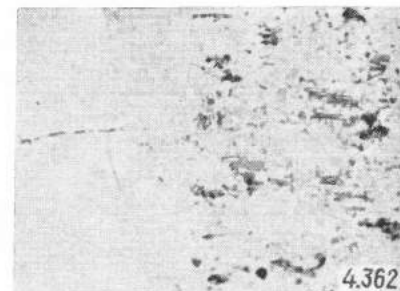
4.359



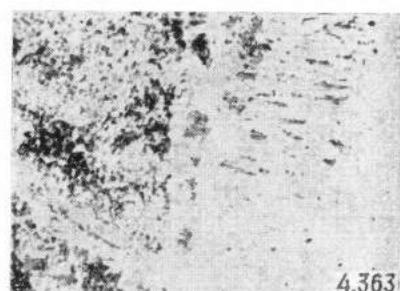
4.360



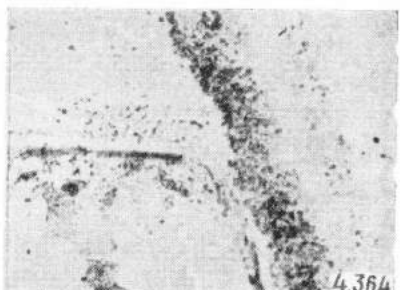
4.361



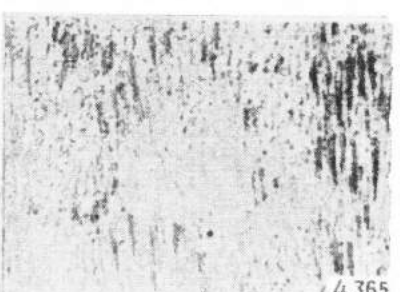
4.362



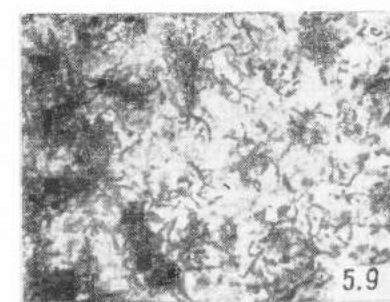
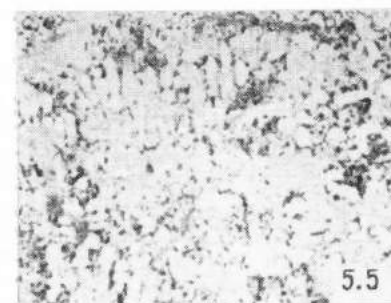
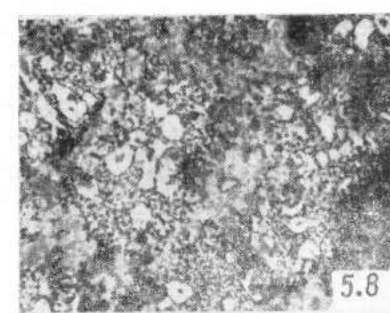
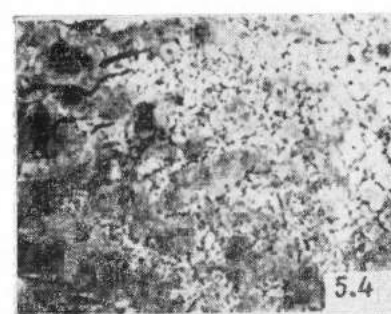
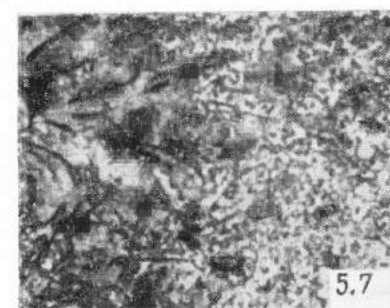
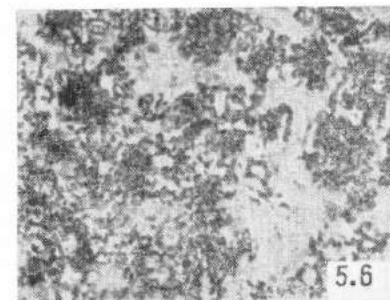
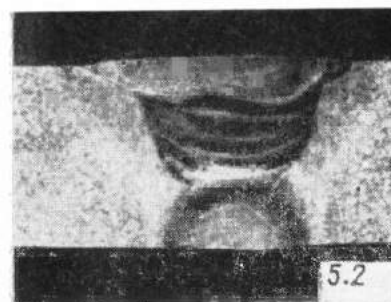
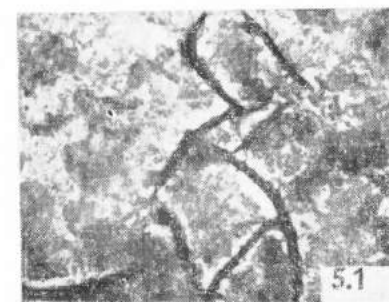
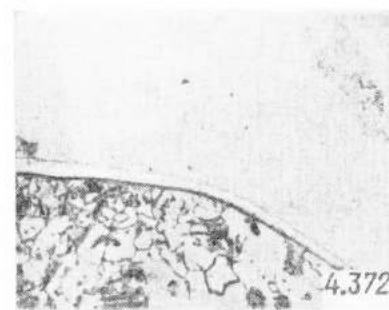
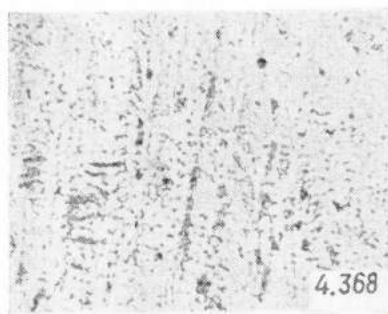
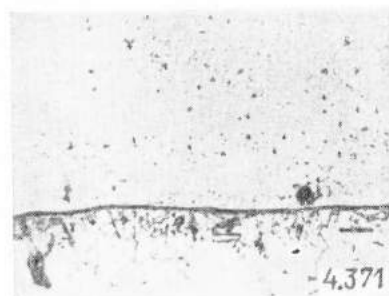
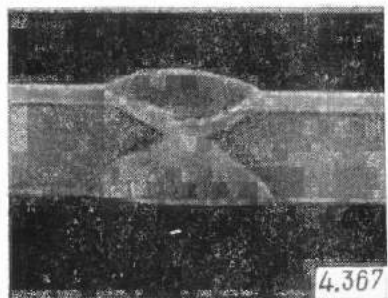
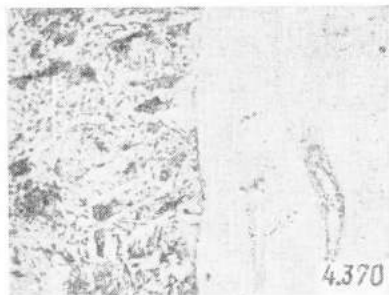
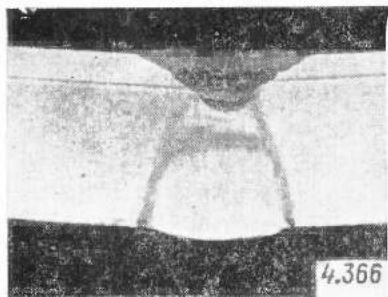
4.363

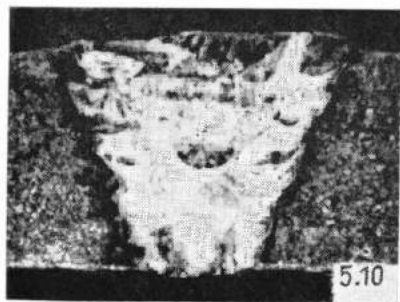


4.364



4.365

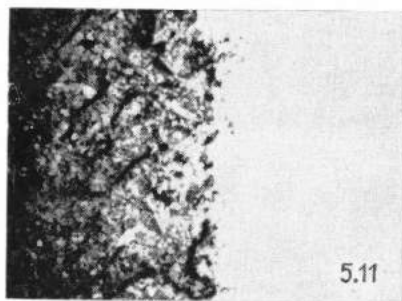




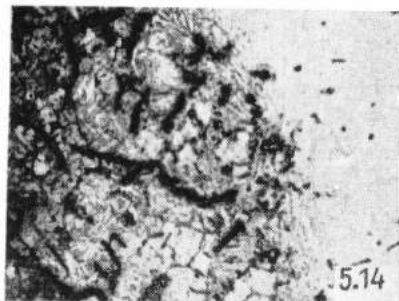
5.10



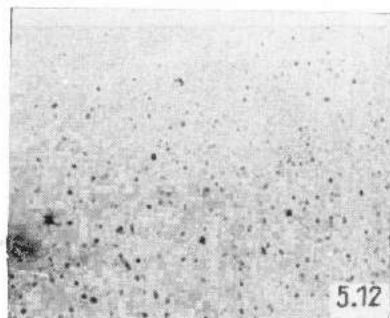
5.13



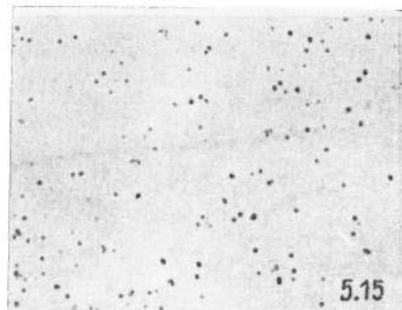
5.11



5.14



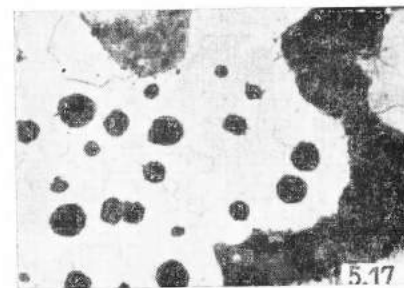
5.12



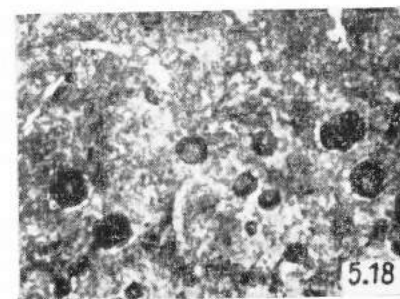
5.15



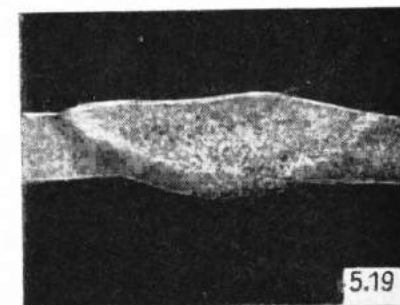
5.16



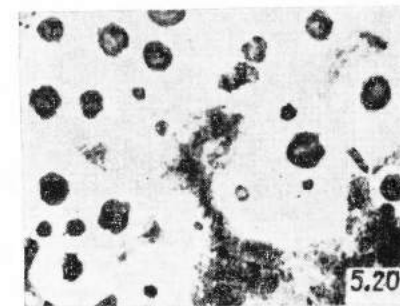
5.17



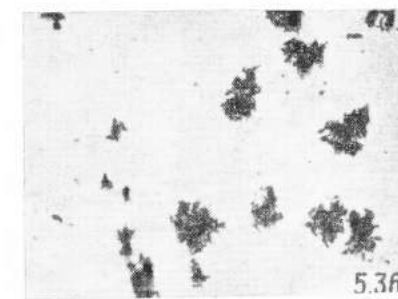
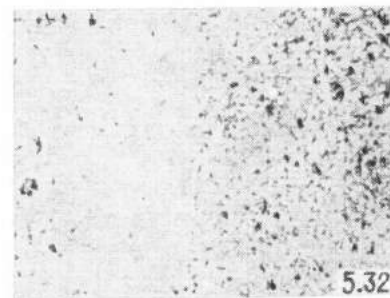
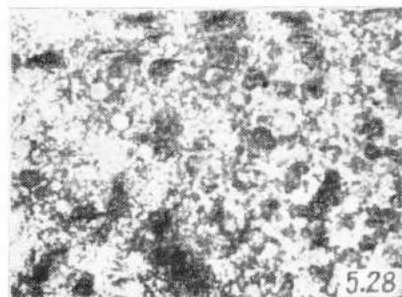
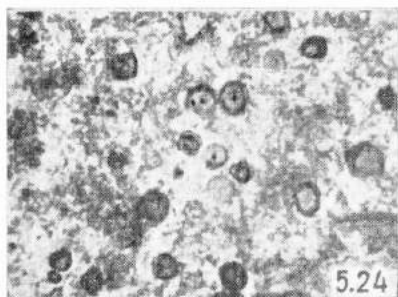
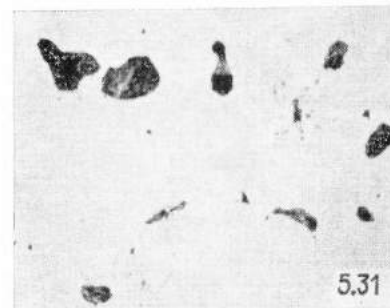
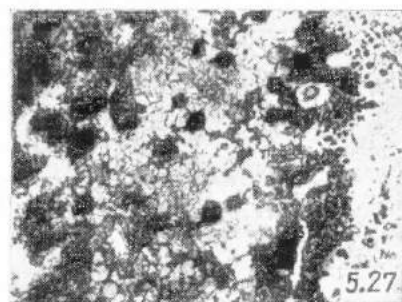
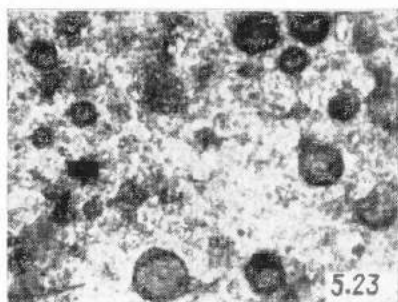
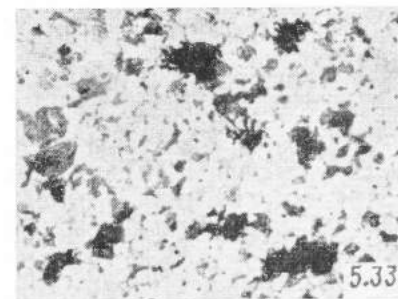
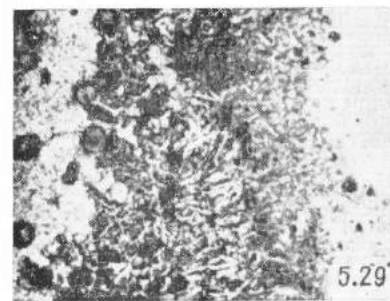
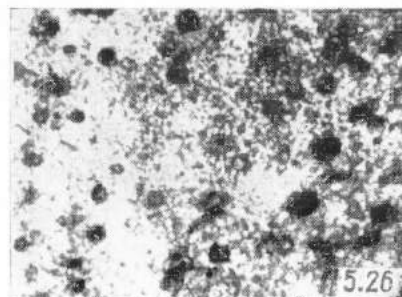
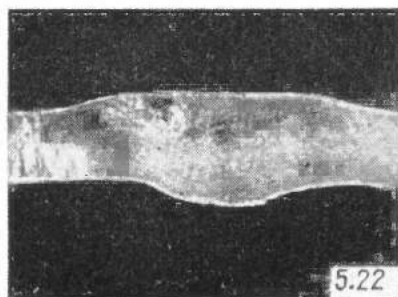
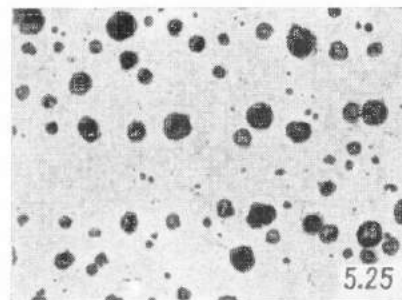
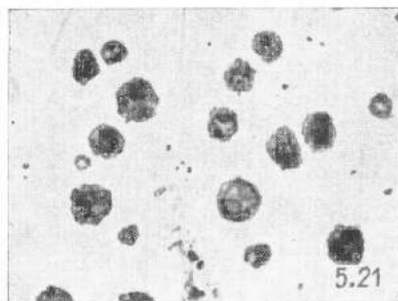
5.18

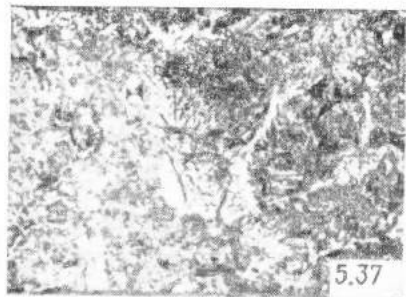


5.19

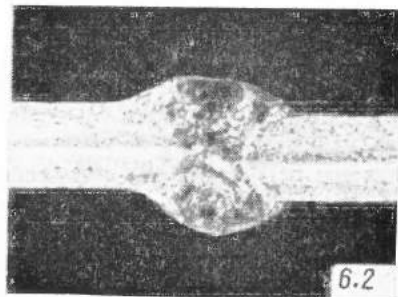


5.20

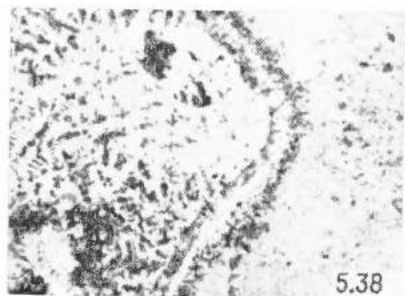




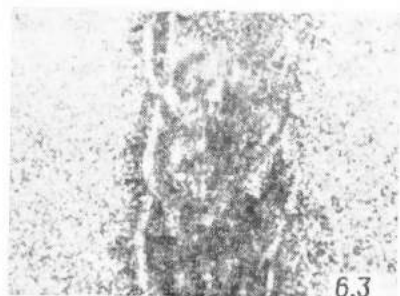
5.37



6.2



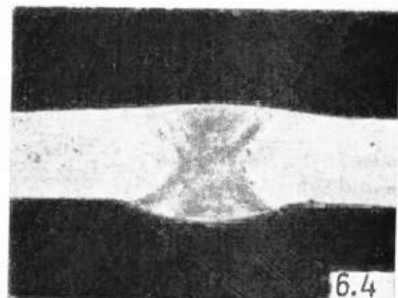
5.38



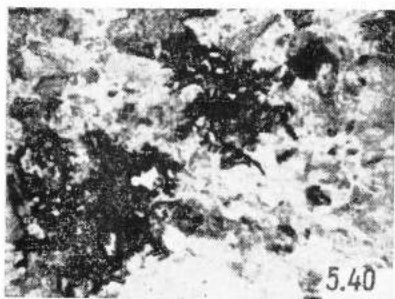
6.3



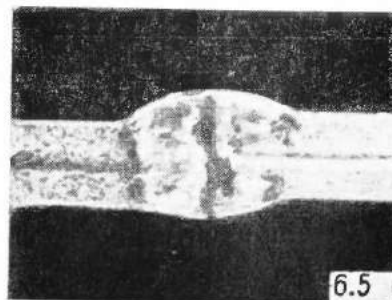
5.39



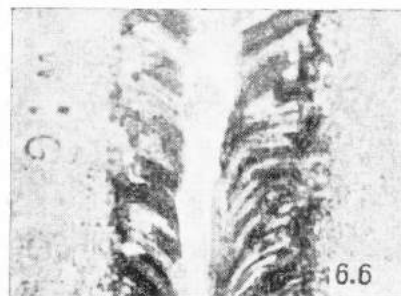
6.4



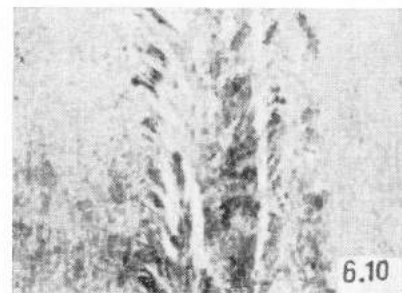
5.40



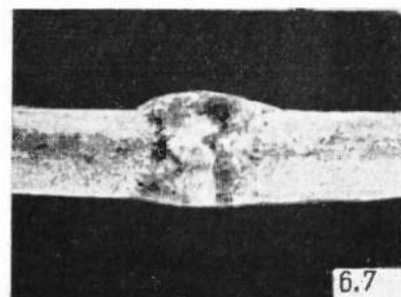
6.5



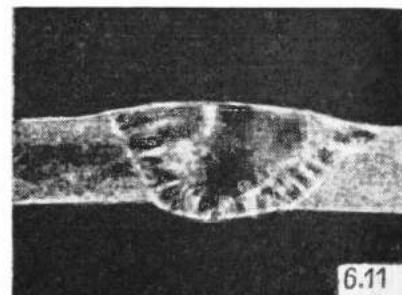
6.6



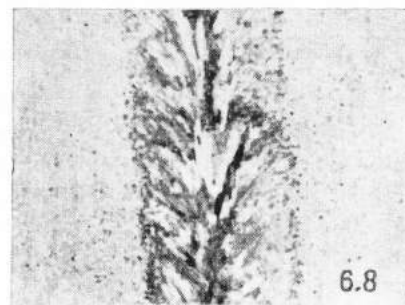
6.10



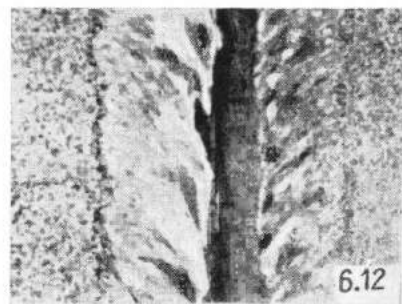
6.7



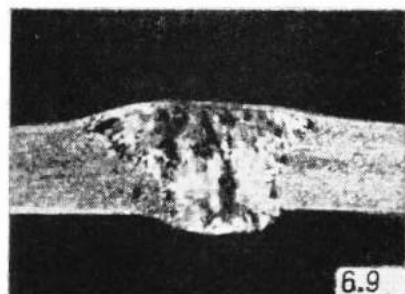
6.11



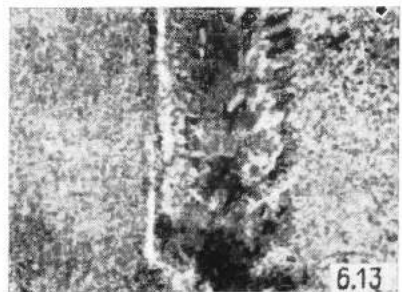
6.8



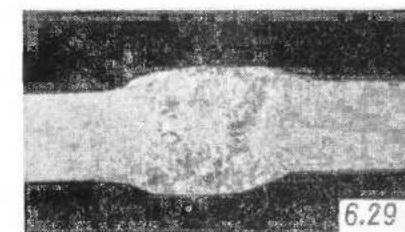
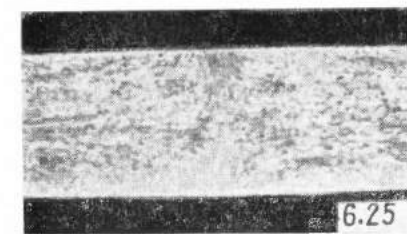
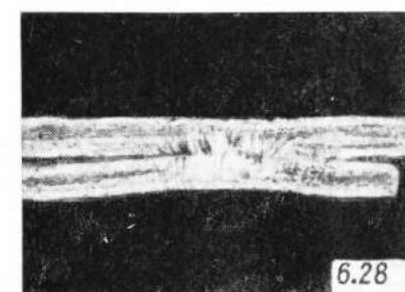
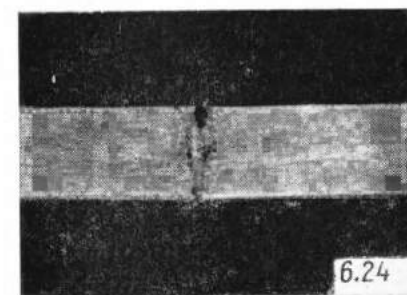
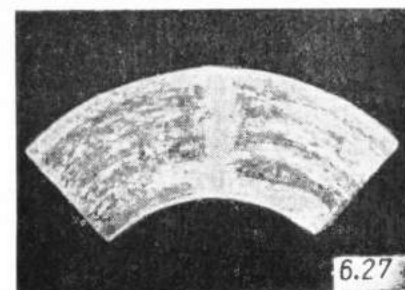
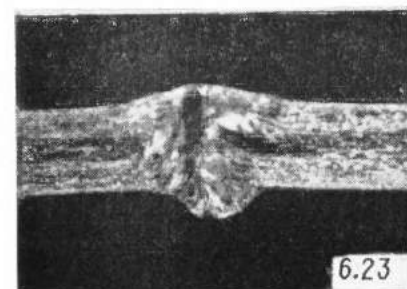
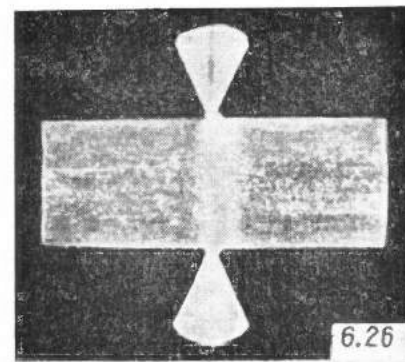
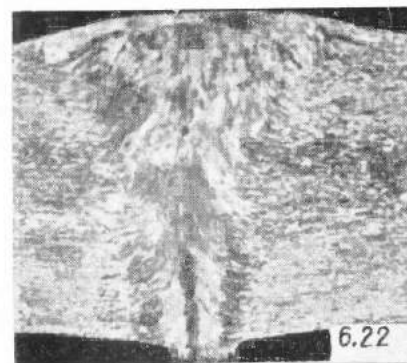
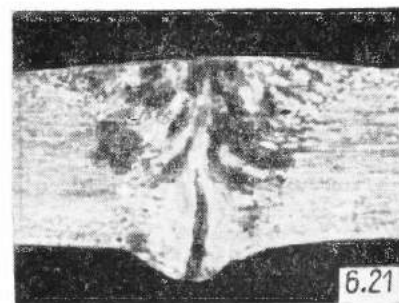
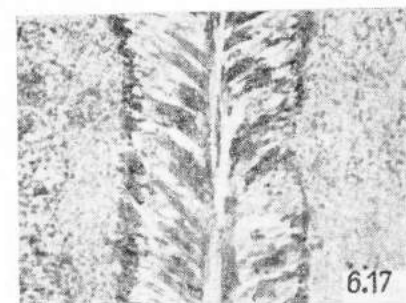
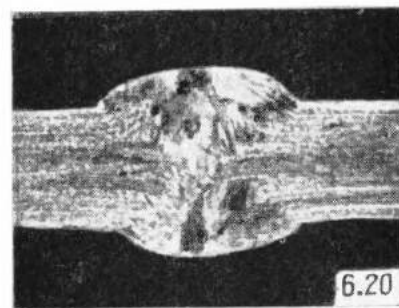
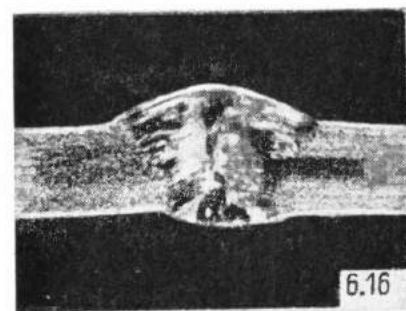
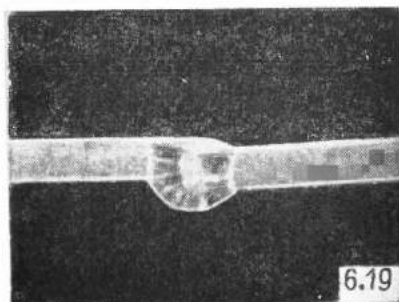
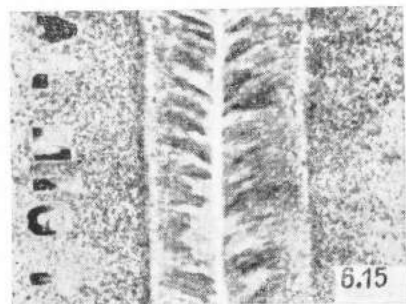
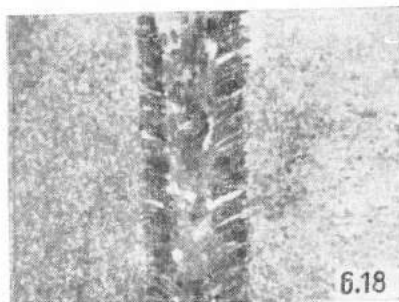
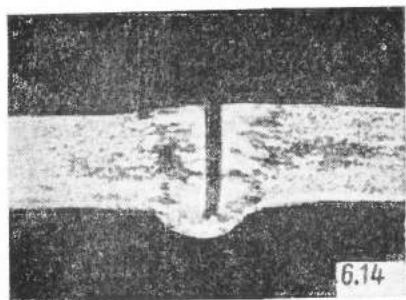
6.12

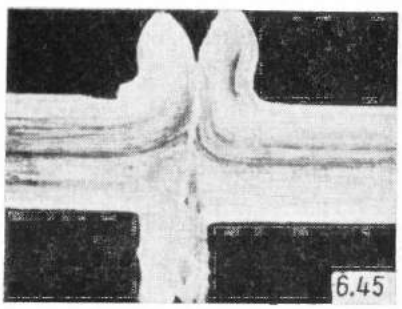
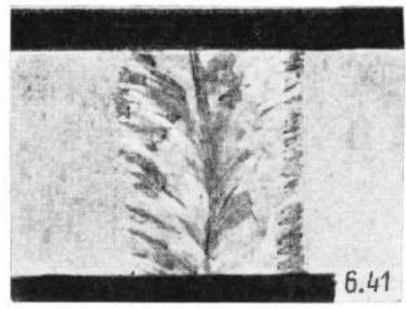
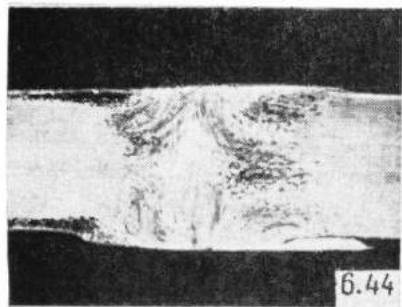
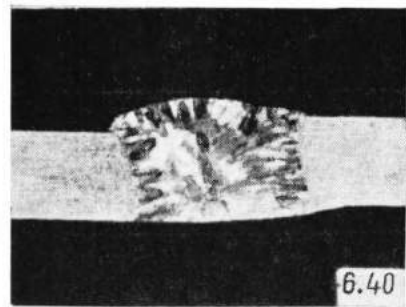
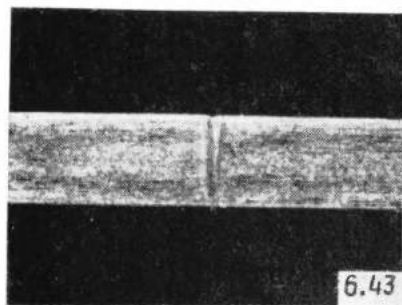
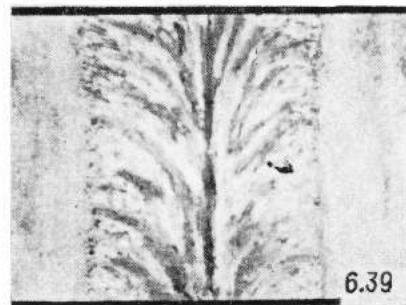
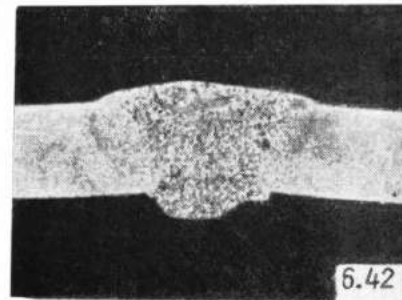
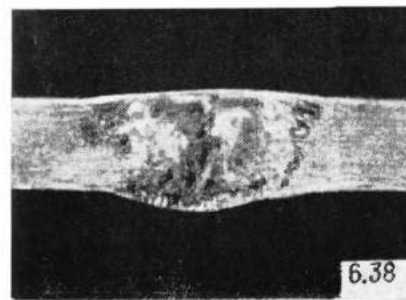
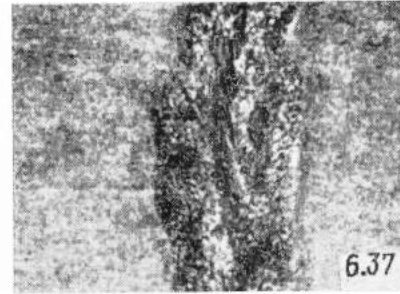
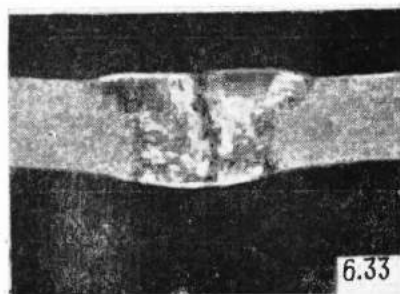
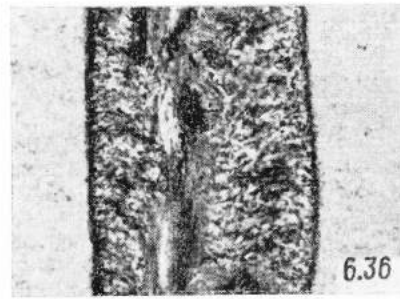
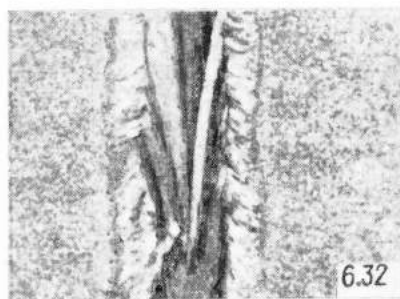
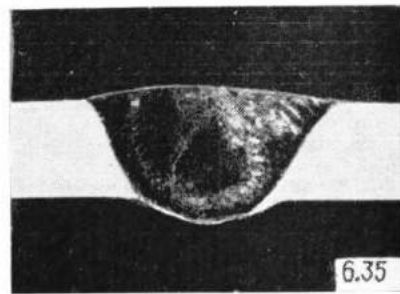
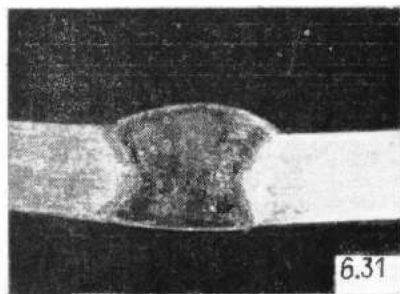
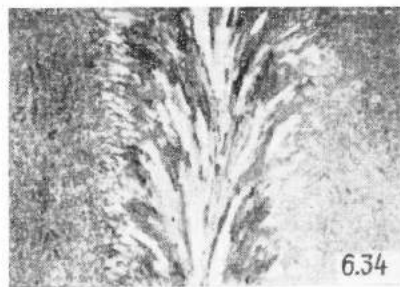
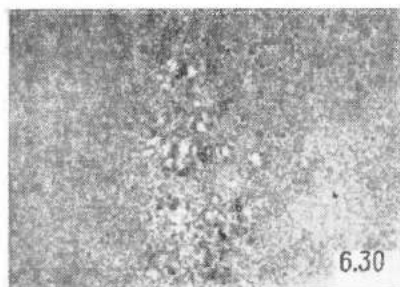


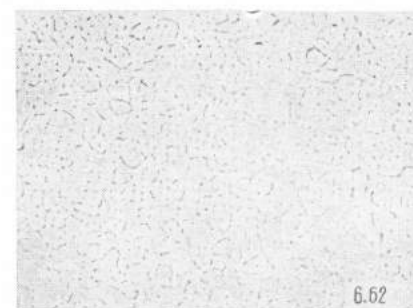
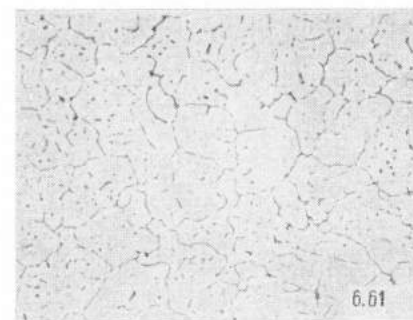
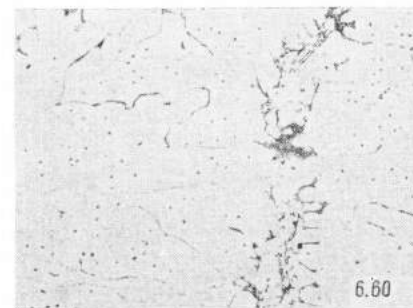
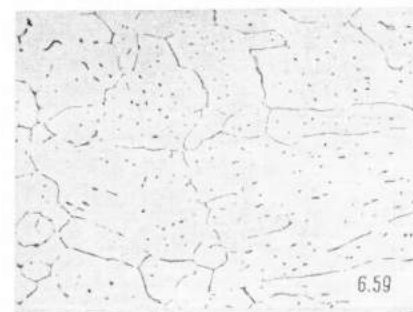
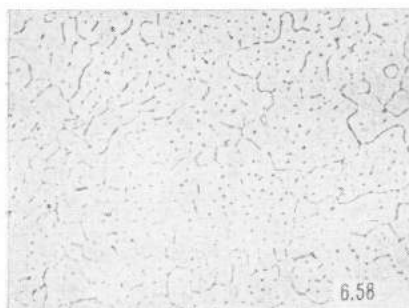
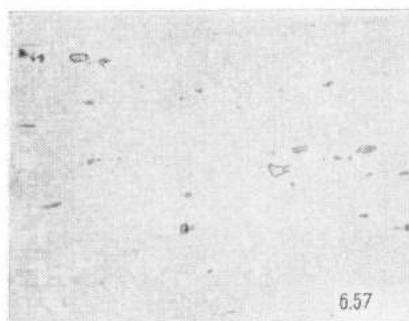
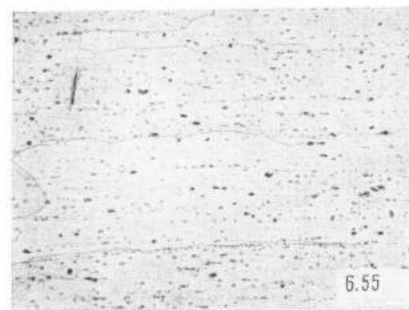
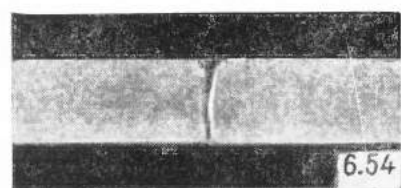
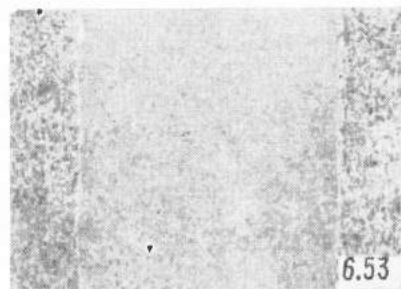
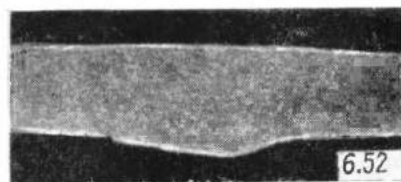
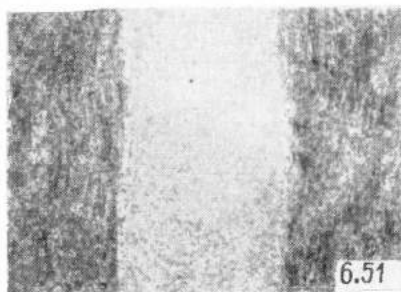
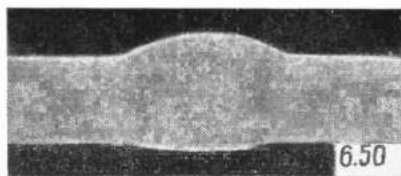
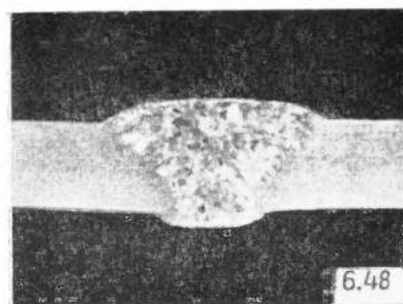
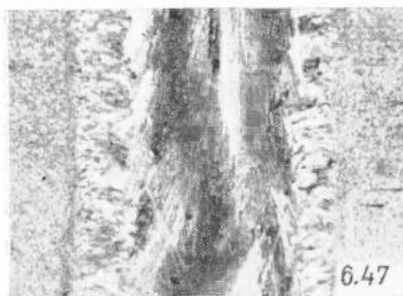
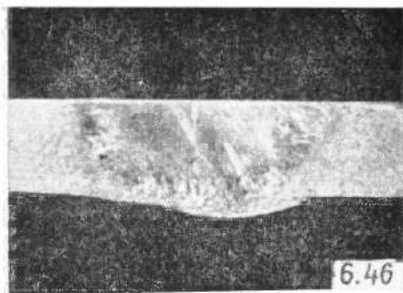
6.9

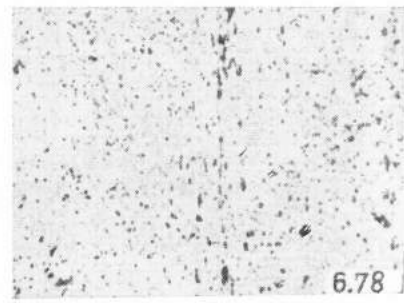
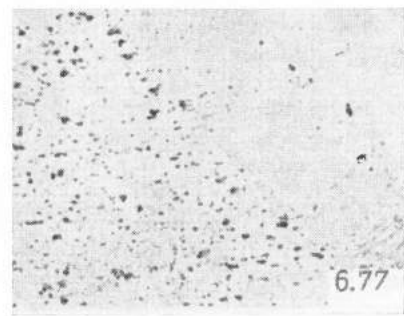
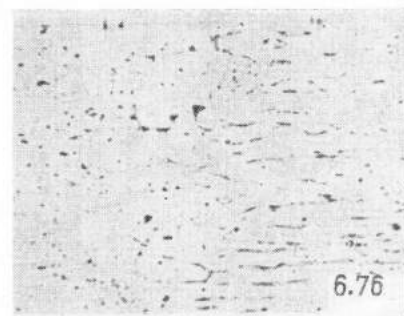
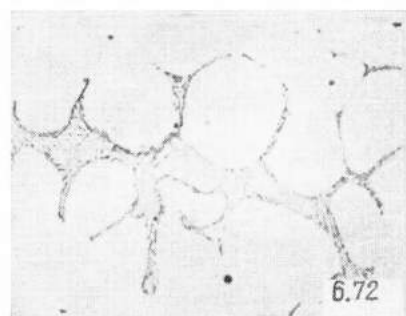
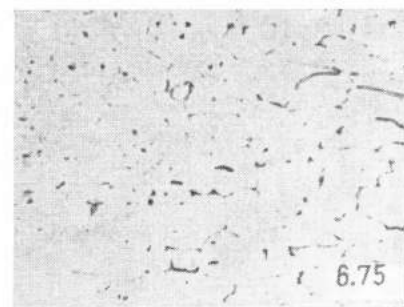
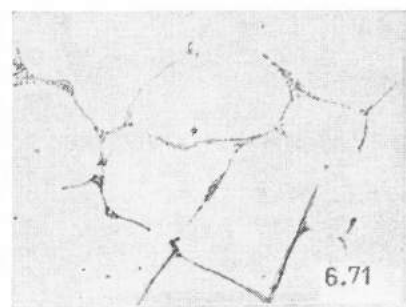
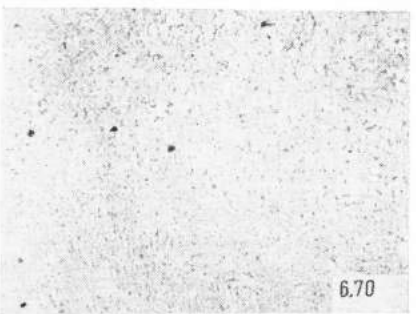
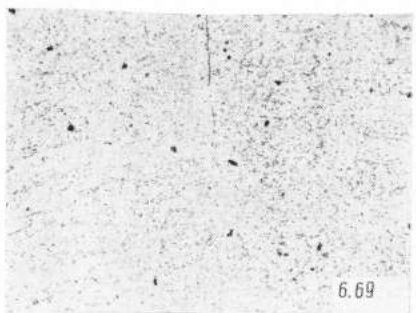
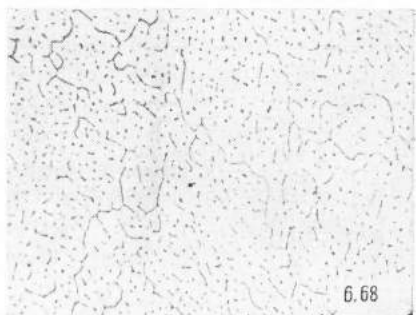
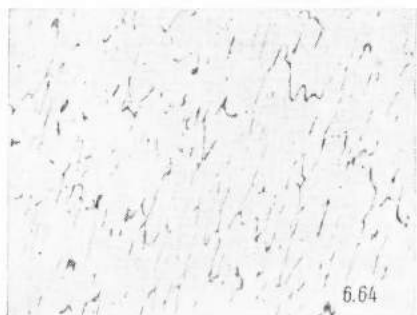
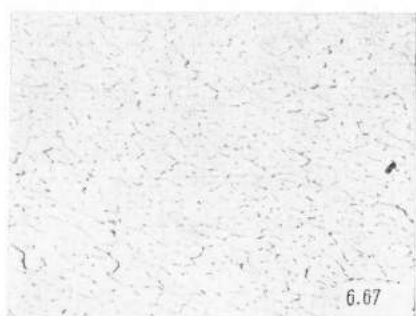


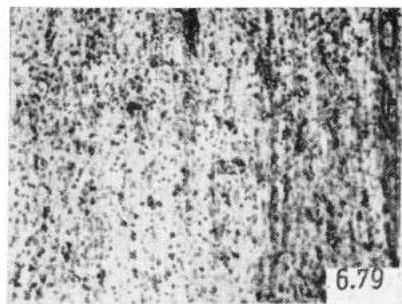
6.13



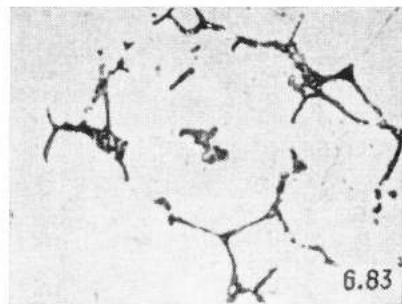




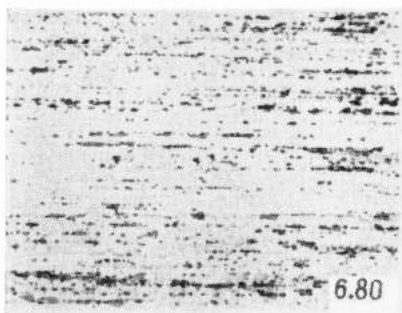




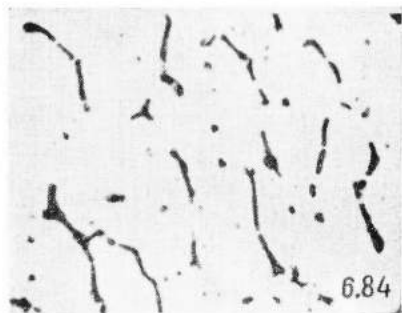
6.79



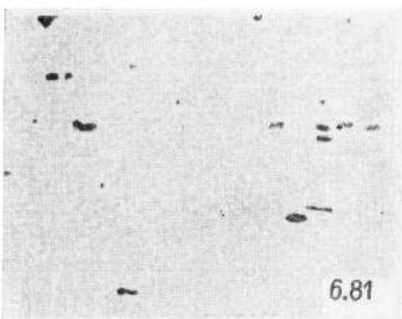
6.83



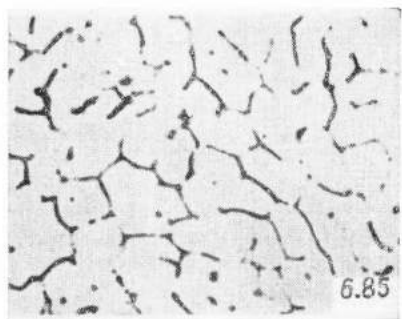
6.80



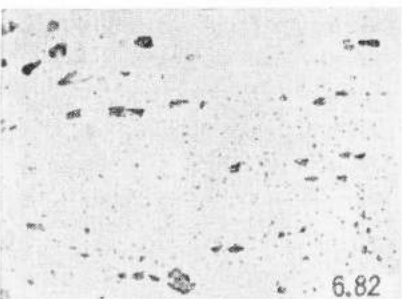
6.84



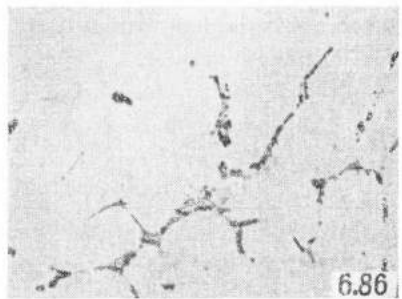
6.81



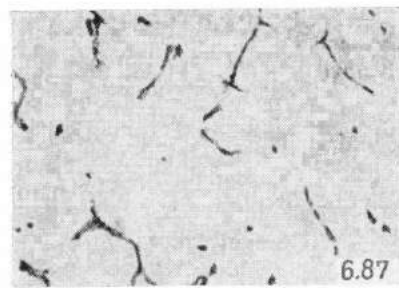
6.85



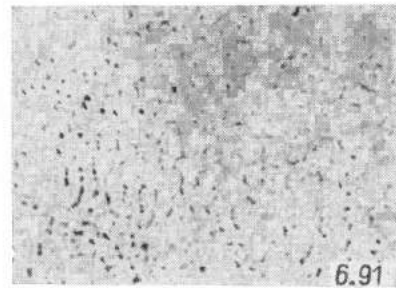
6.82



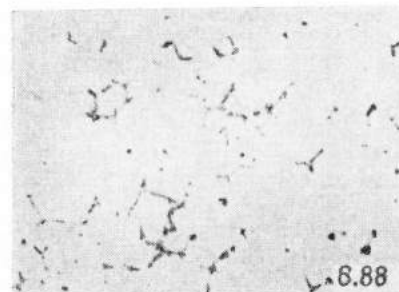
6.86



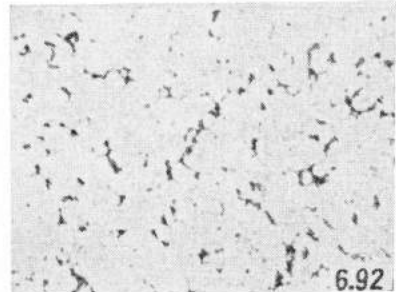
6.87



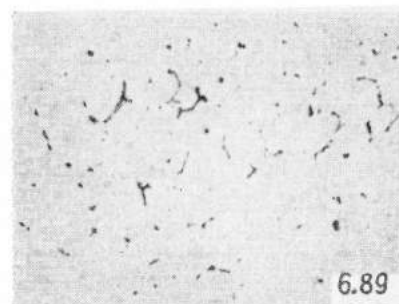
6.91



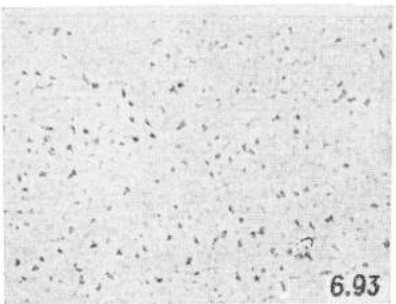
6.88



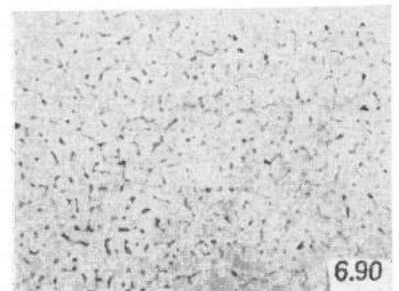
6.92



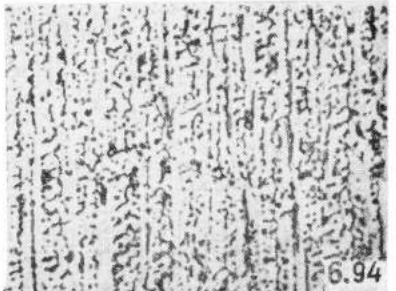
6.89



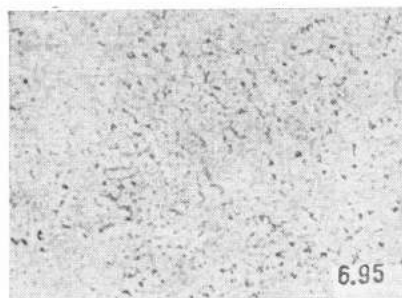
6.93



6.90



6.94



6.95



6.99



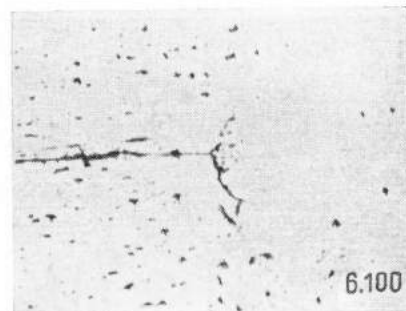
6.103



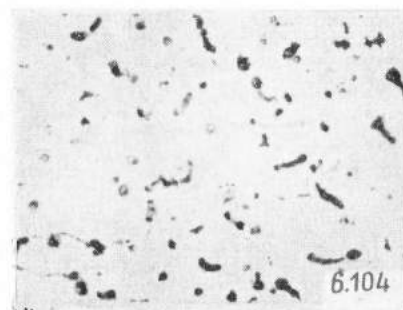
6.107



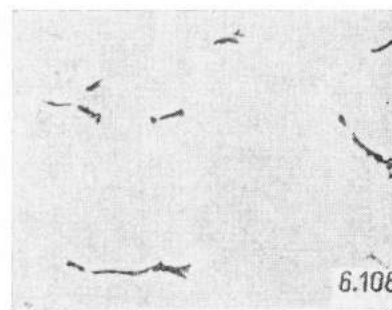
6.96



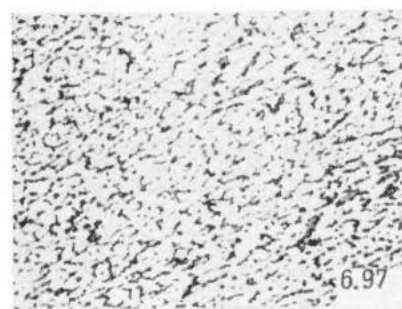
6.100



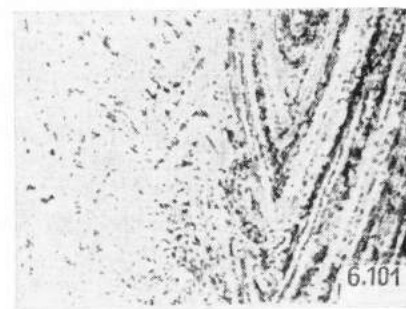
6.104



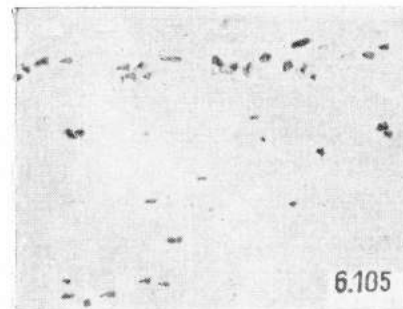
6.108



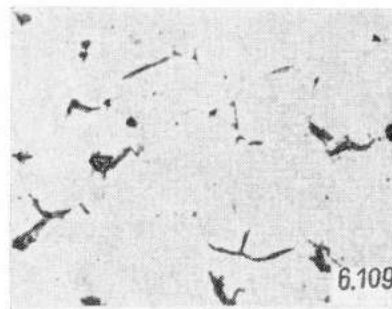
6.97



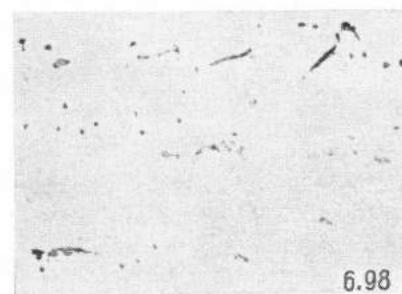
6.101



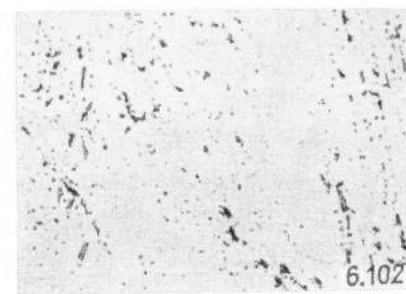
6.105



6.109



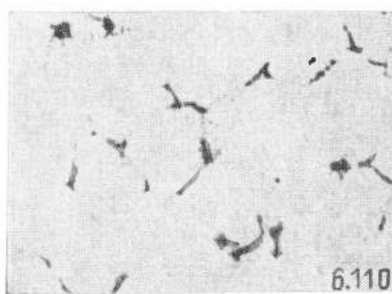
6.98



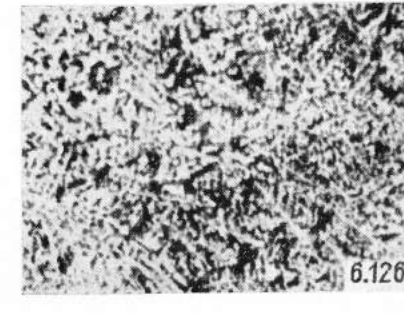
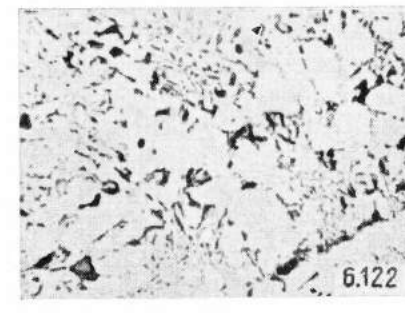
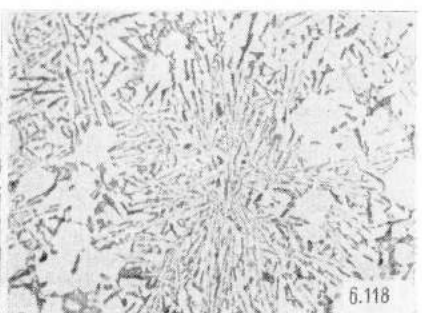
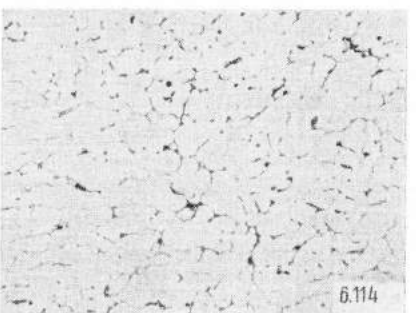
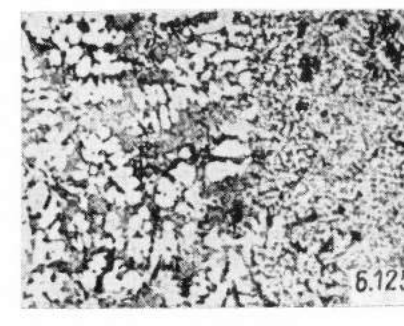
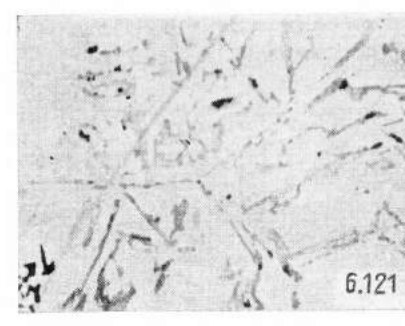
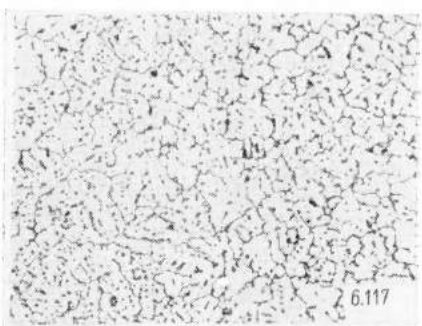
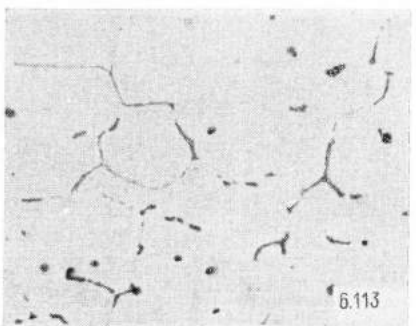
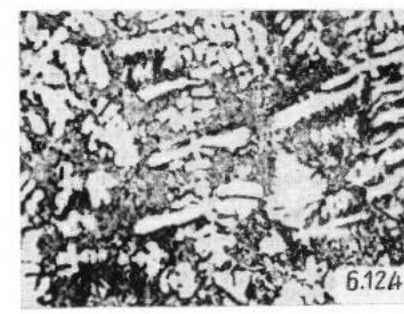
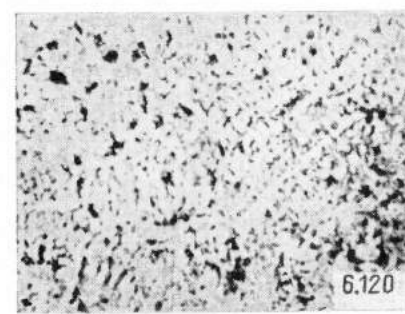
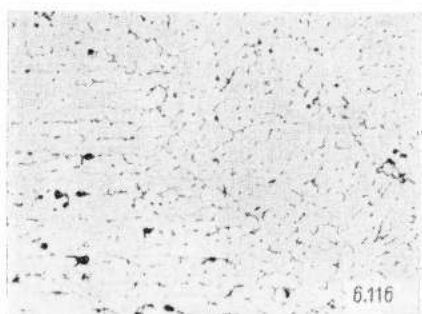
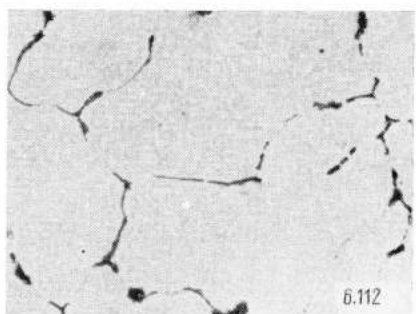
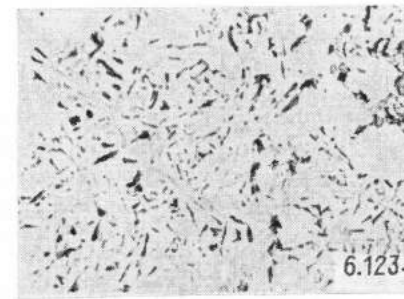
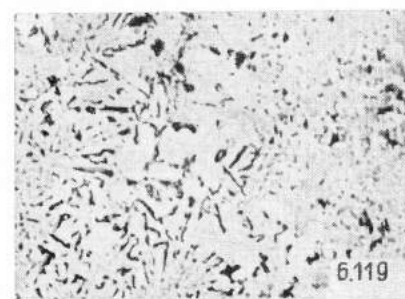
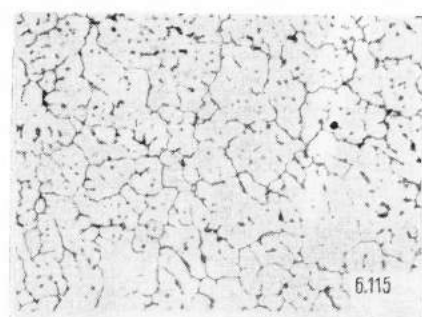
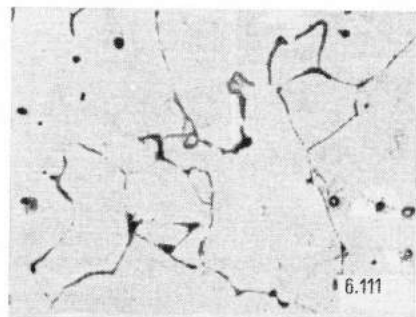
6.102

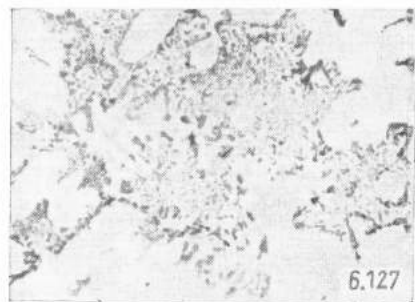


6.106

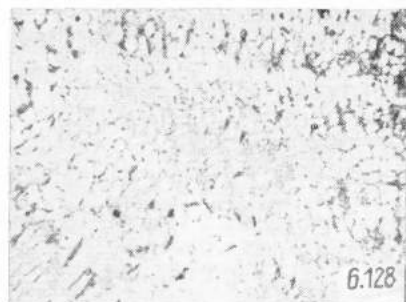


6.110

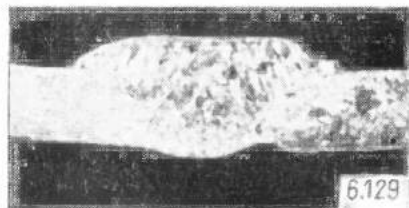




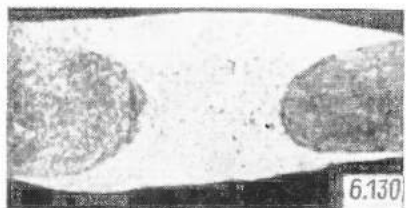
6.127



6.128



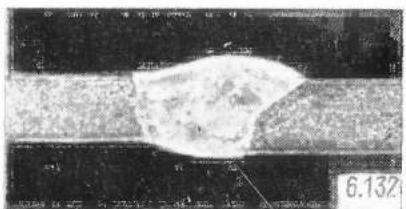
6.129



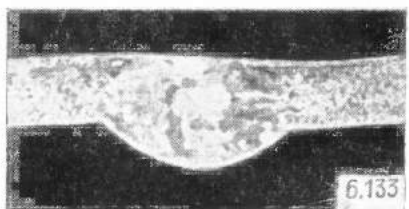
6.130



6.131



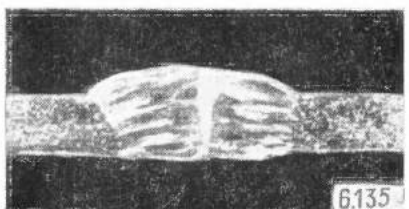
6.132



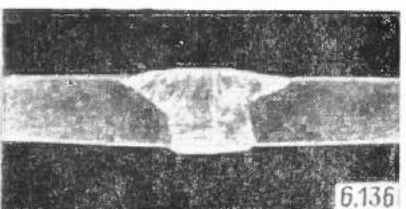
6.133



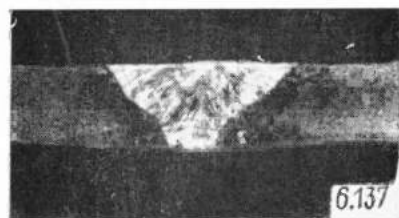
6.134



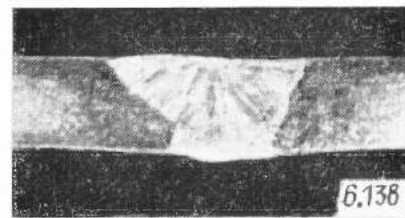
6.135



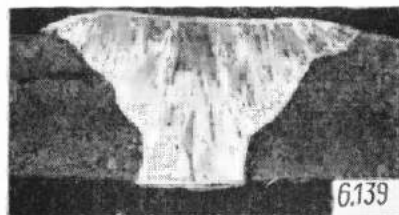
6.136



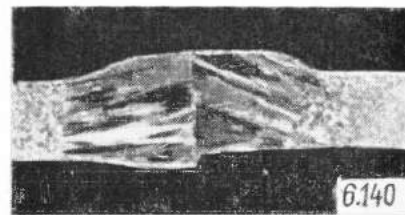
6.137



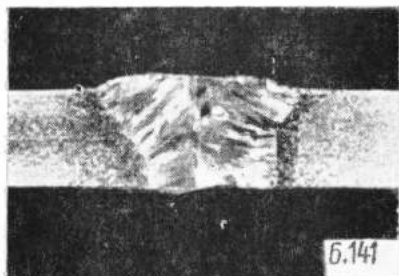
6.138



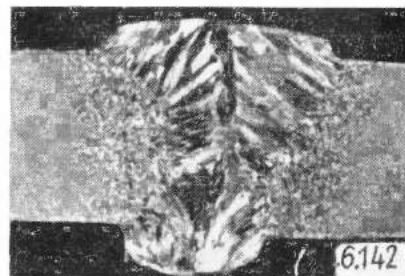
6.139



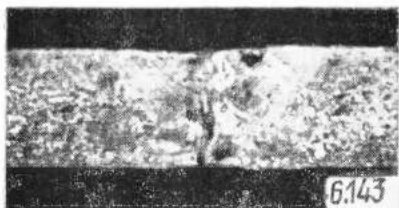
6.140



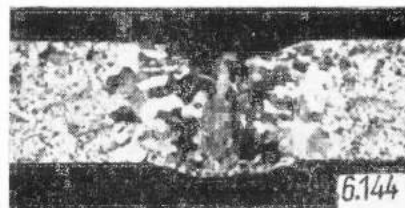
6.141



6.142



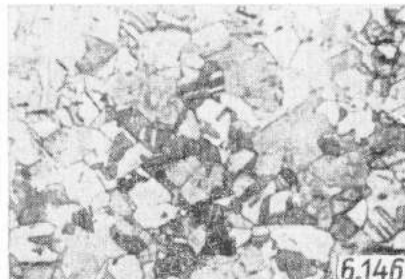
6.143



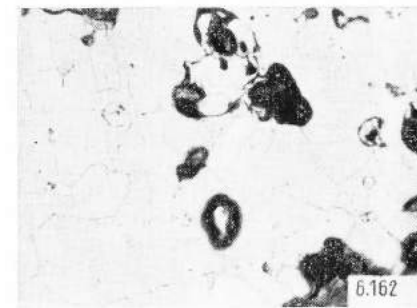
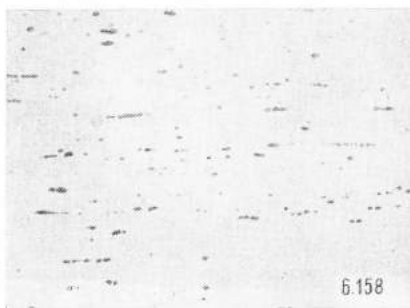
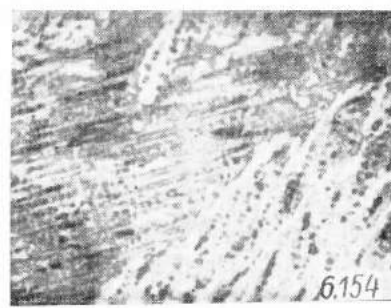
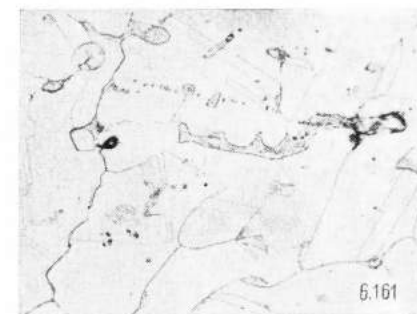
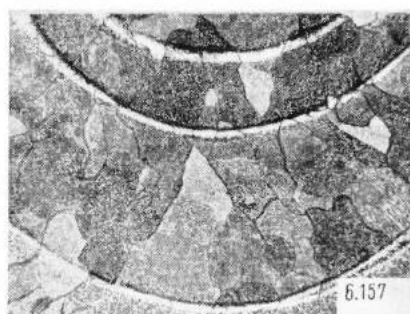
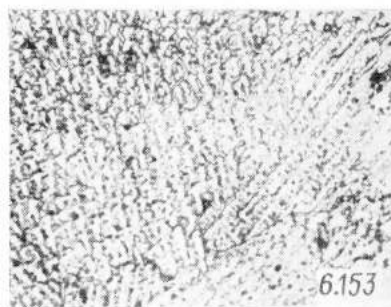
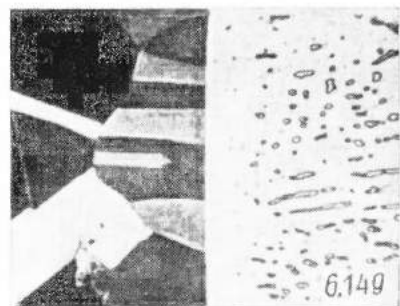
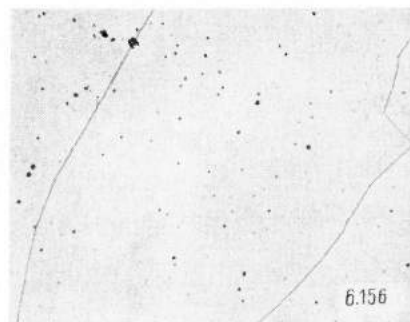
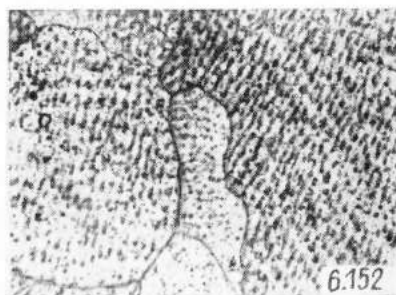
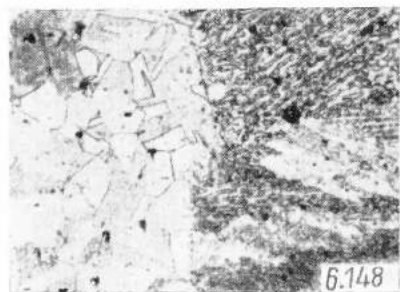
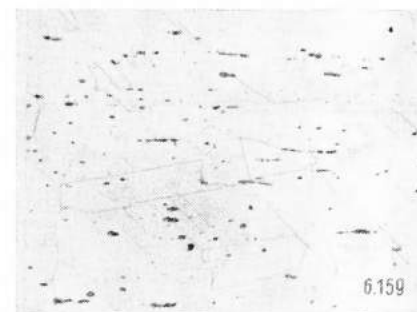
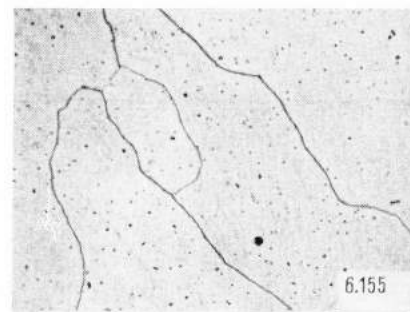
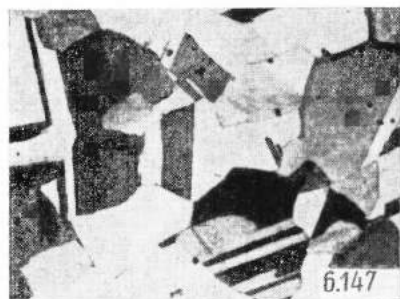
6.144

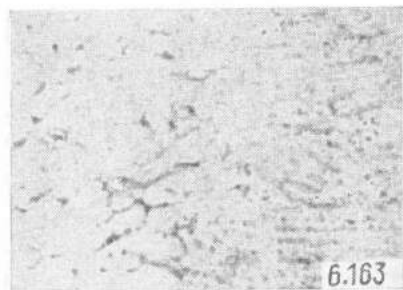


6.145

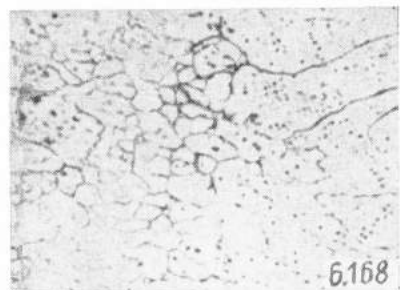


6.146

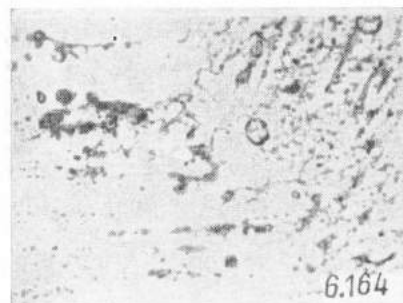




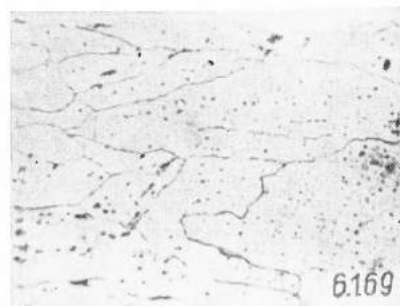
6.163



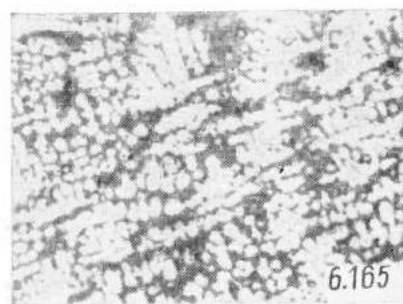
6.168



6.164



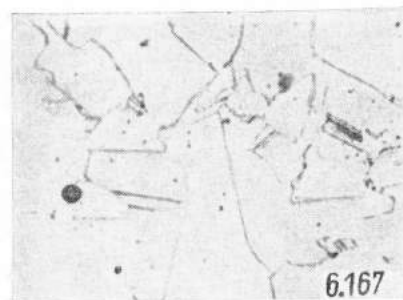
6.169



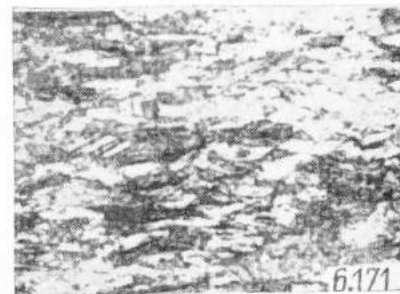
6.165



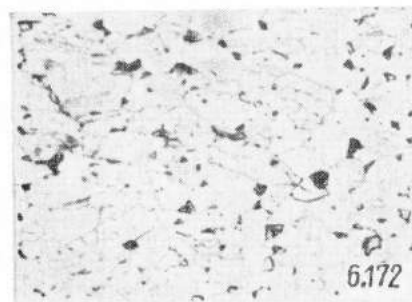
6.170



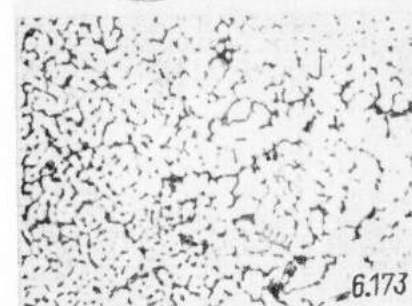
6.167



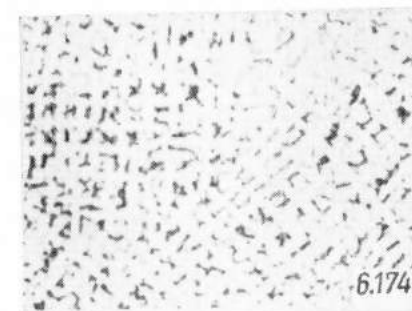
6.171



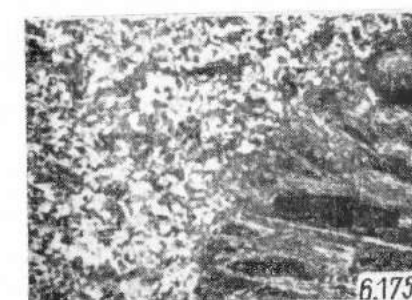
6.172



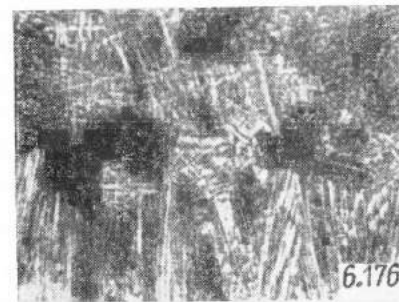
6.173



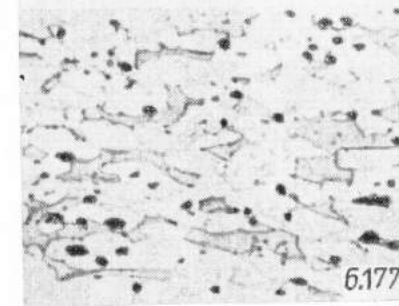
6.174



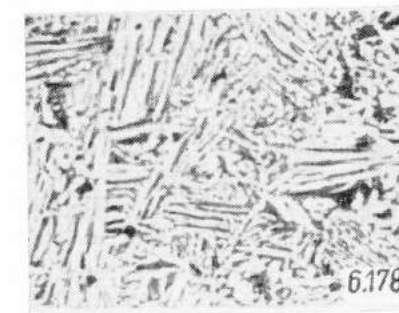
6.175



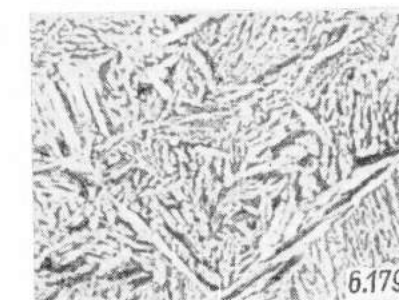
6.176



6.177



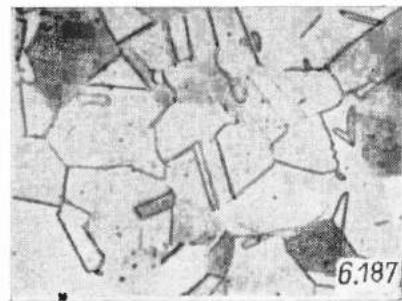
6.178



6.179



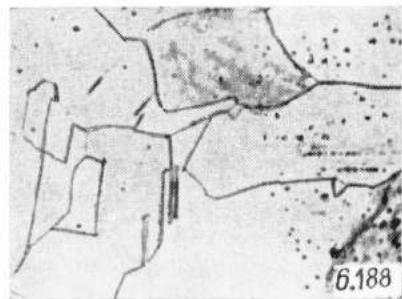
6.182



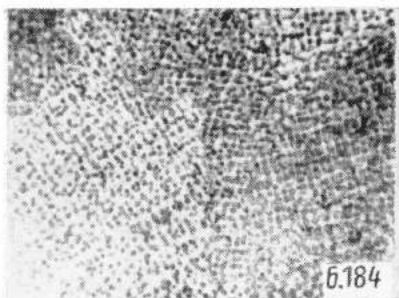
6.187



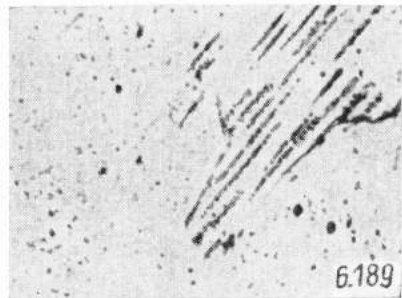
6.183



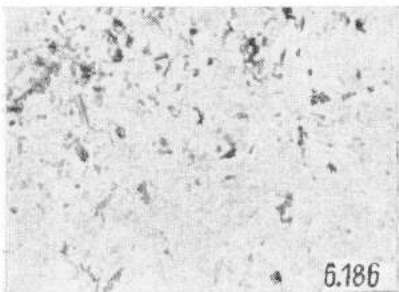
6.188



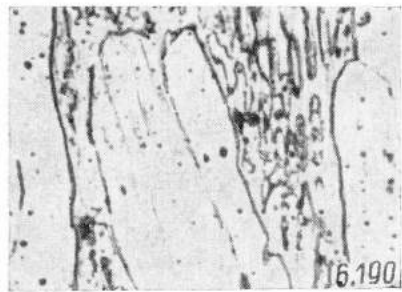
6.184



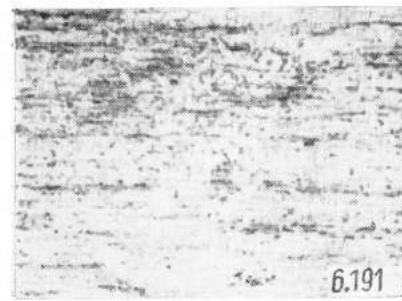
6.189



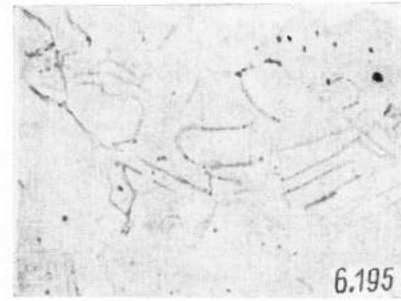
6.186



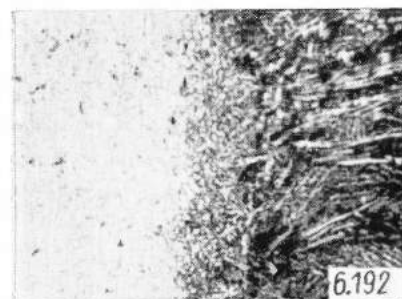
6.190



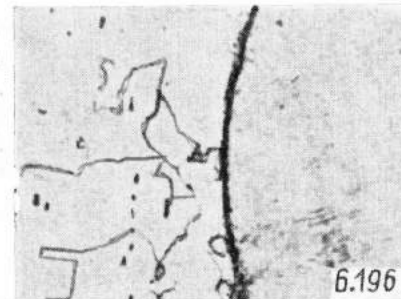
6.191



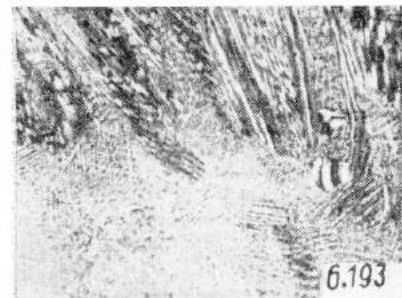
6.195



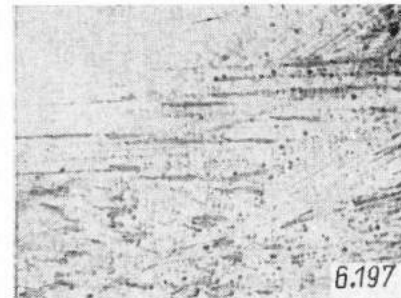
6.192



6.196



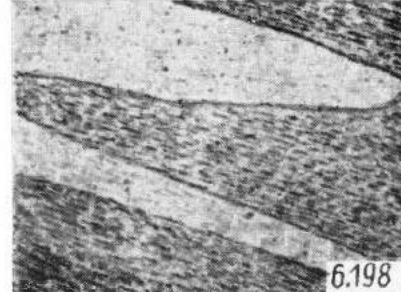
6.193



6.197



6.194



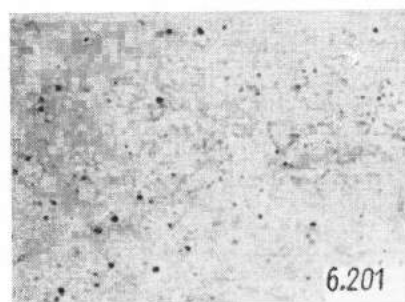
6.198



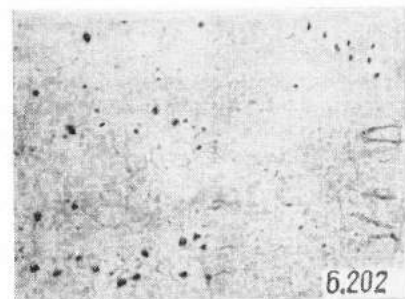
6.199



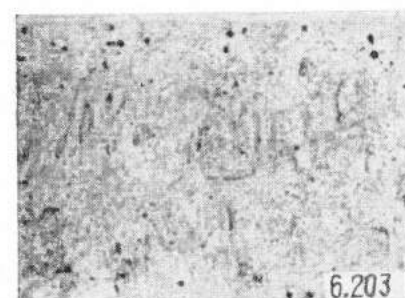
6.200



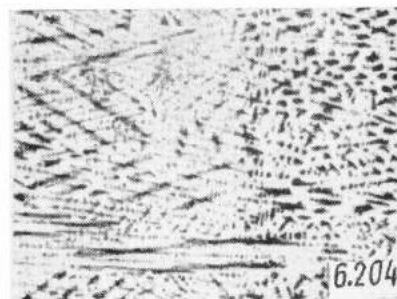
6.201



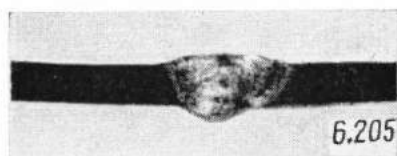
6.202



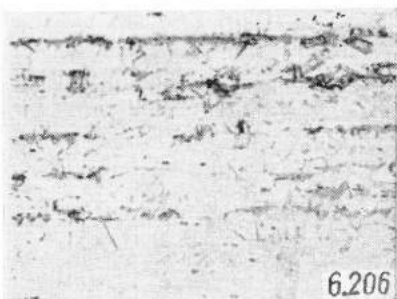
6.203



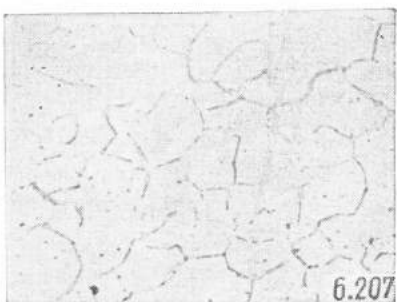
6.204



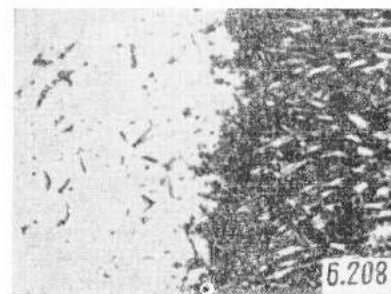
6.205



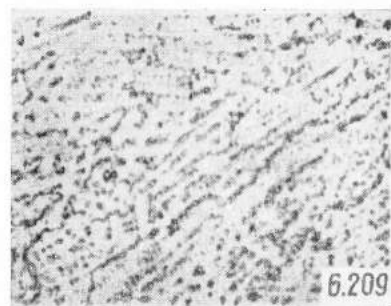
6.206



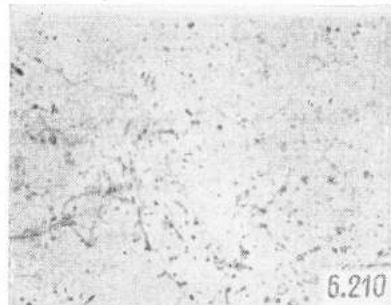
6.207



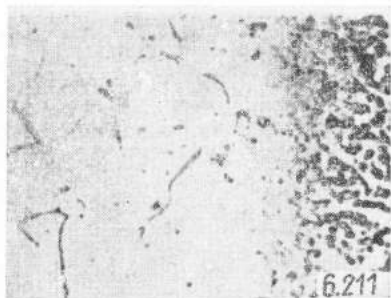
6.208



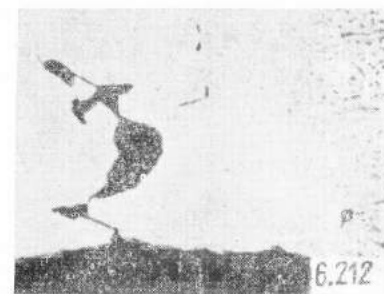
6.209



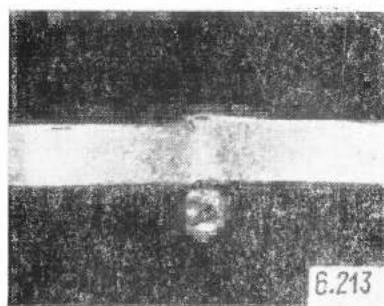
6.210



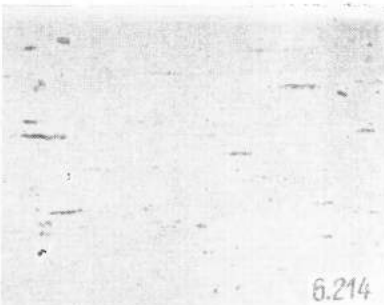
6.211



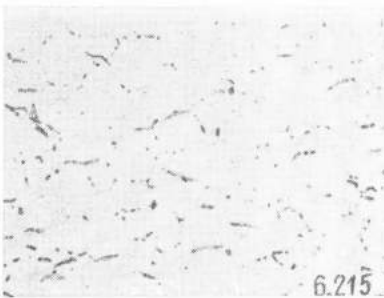
6.212



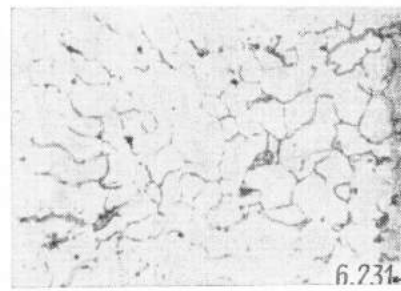
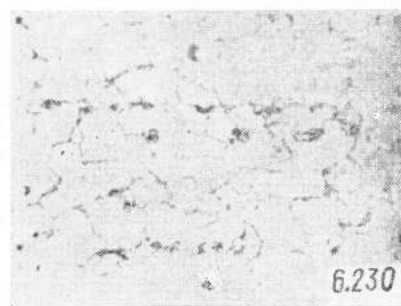
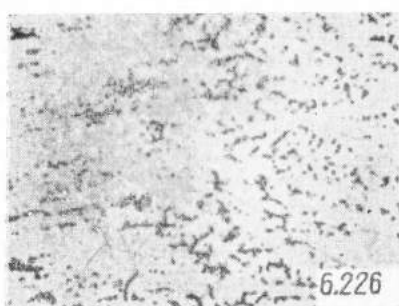
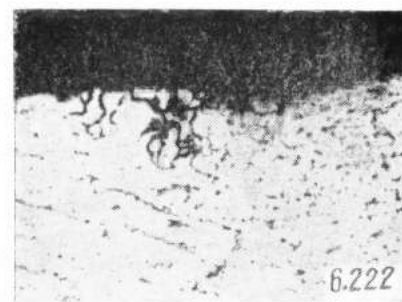
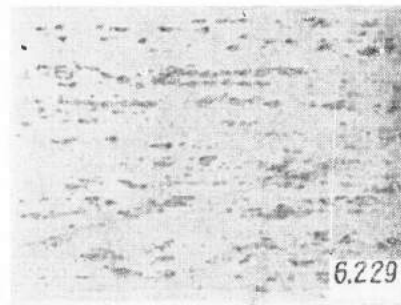
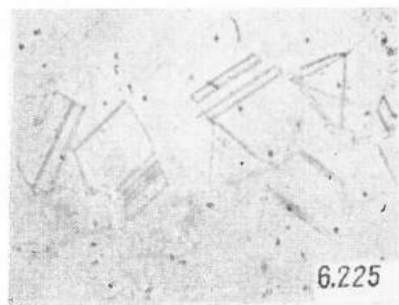
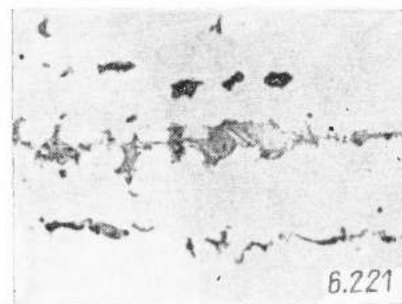
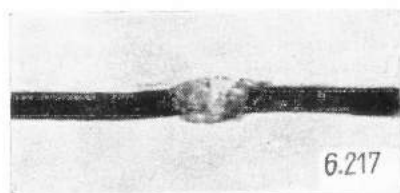
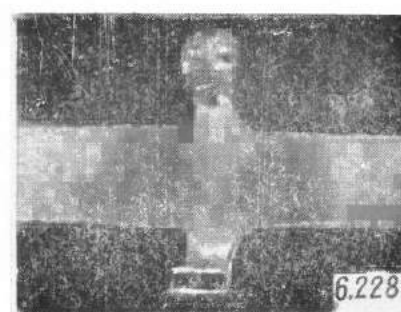
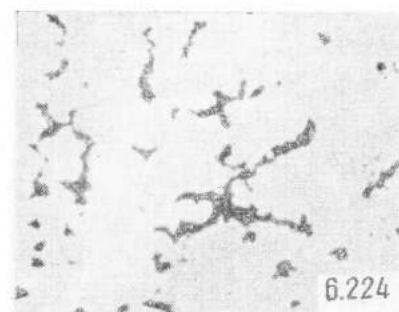
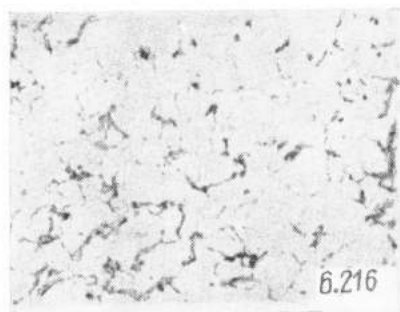
6.213

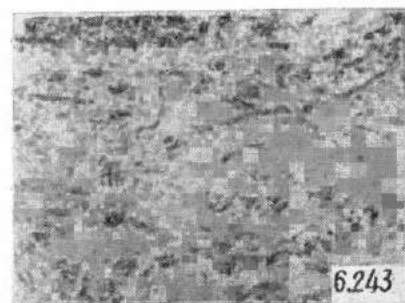
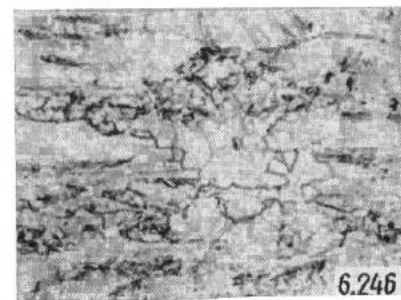
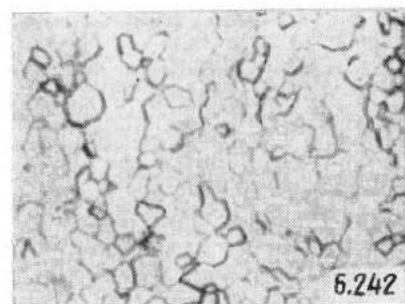
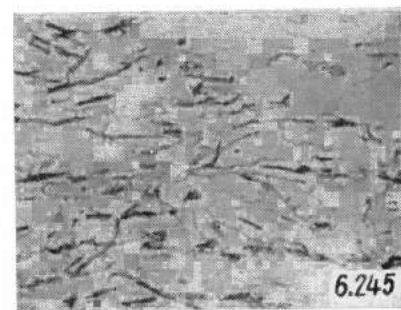
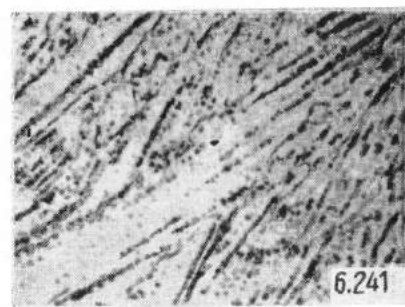
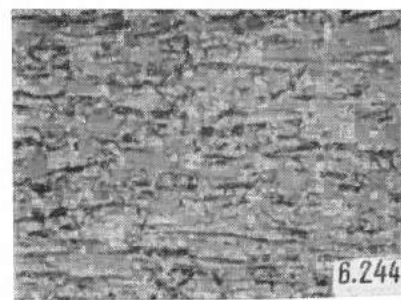
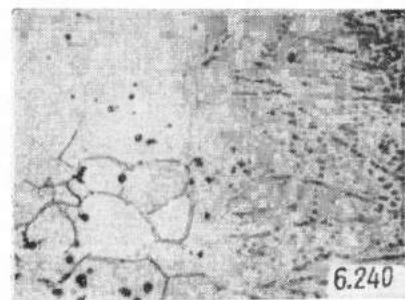
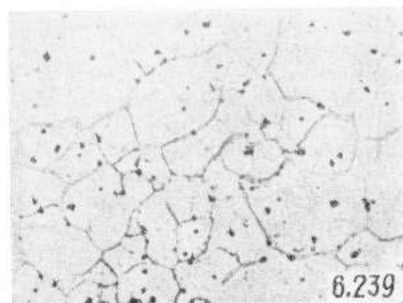
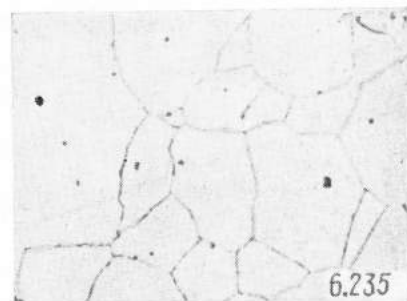
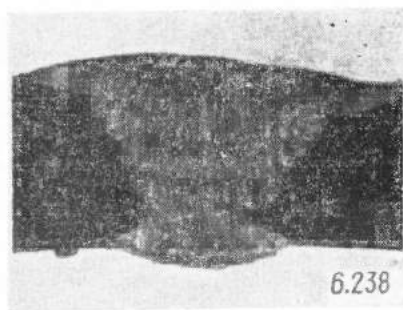
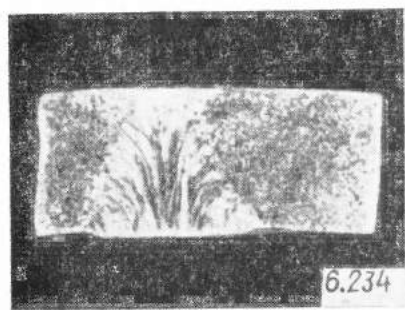
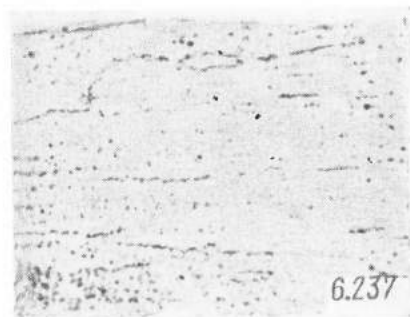
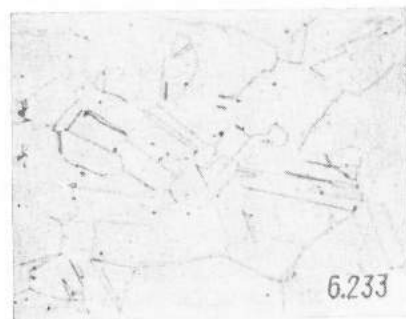
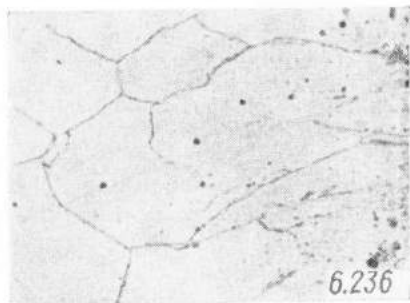
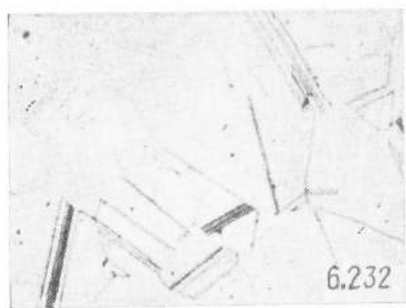


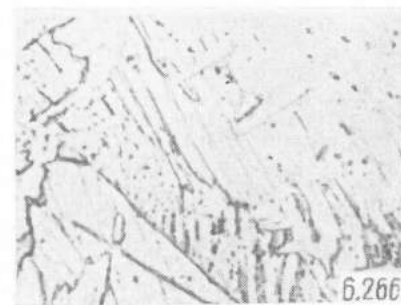
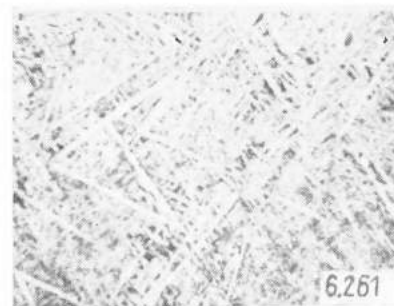
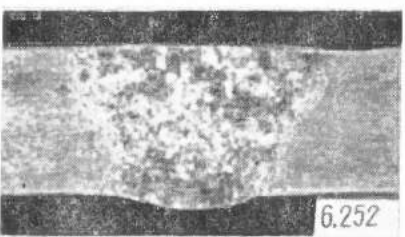
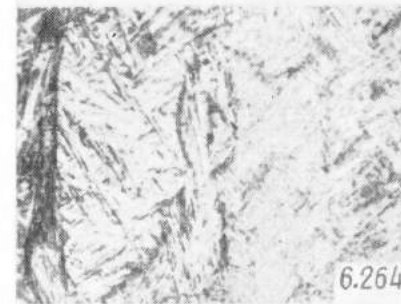
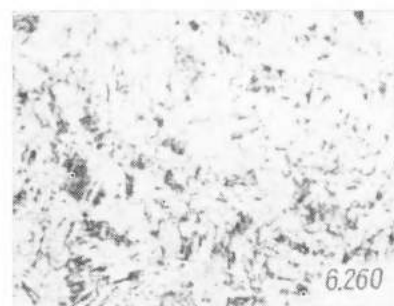
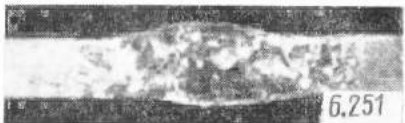
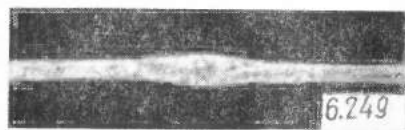
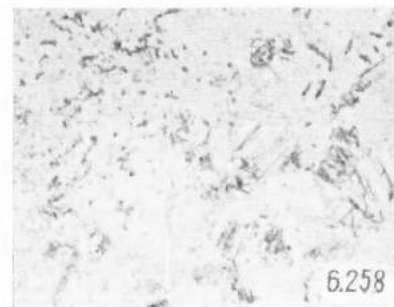
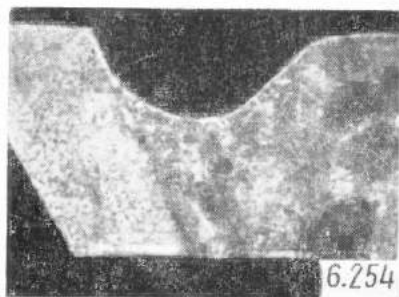
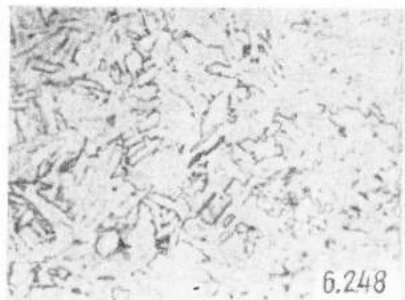
6.214

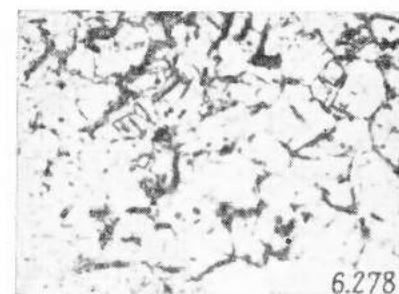
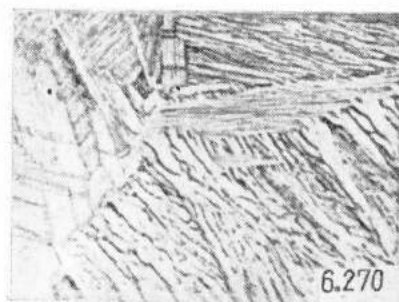
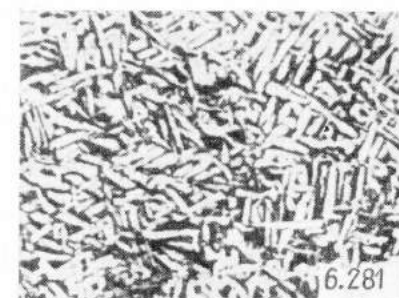
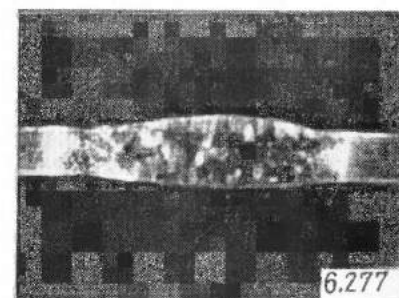
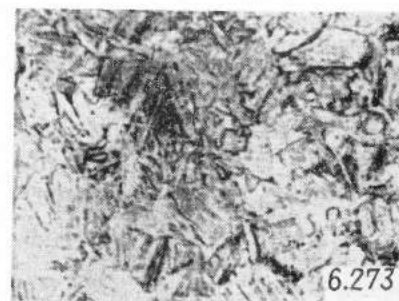
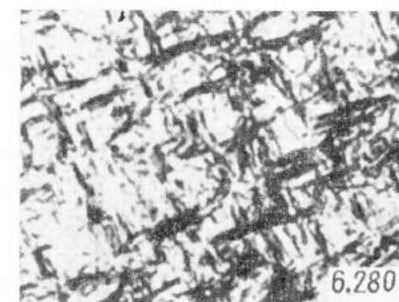
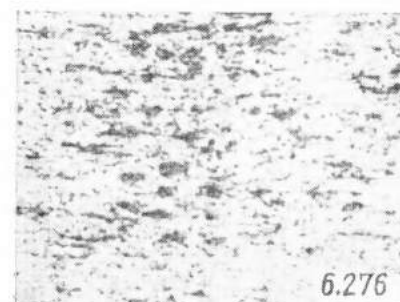
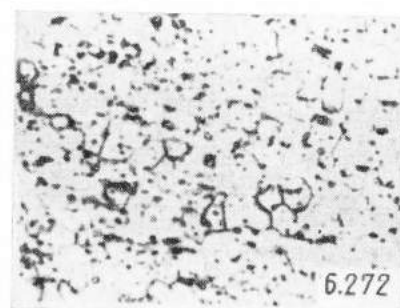
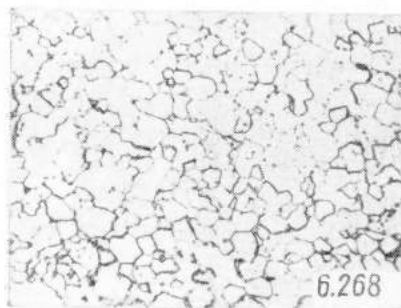
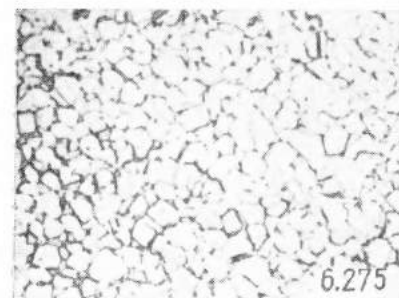
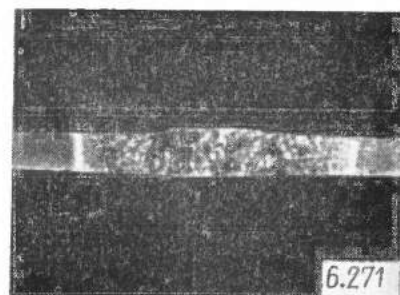
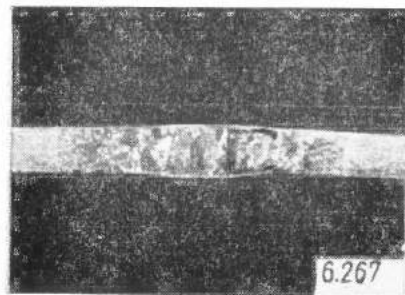


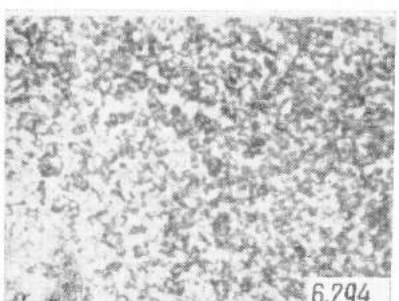
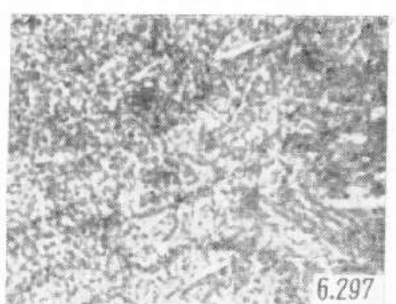
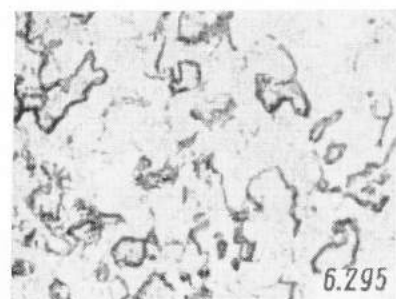
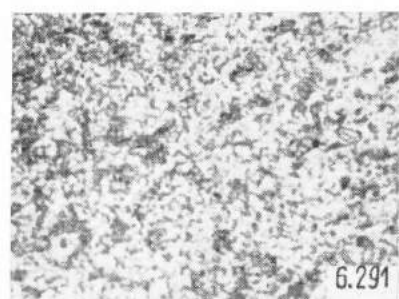
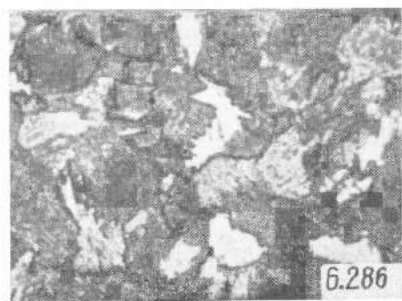
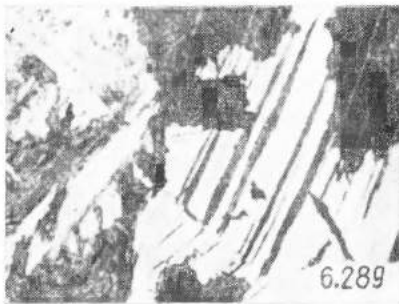
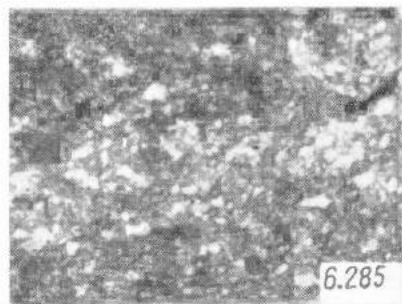
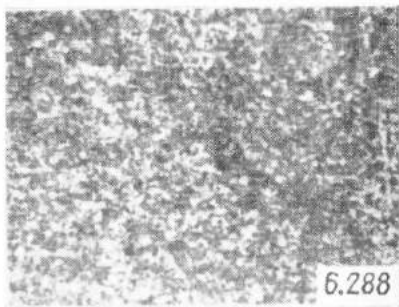
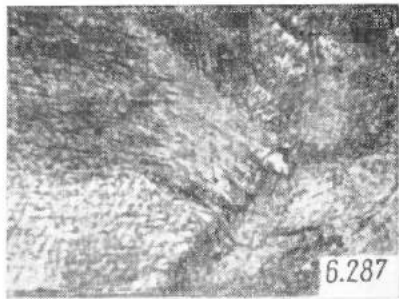
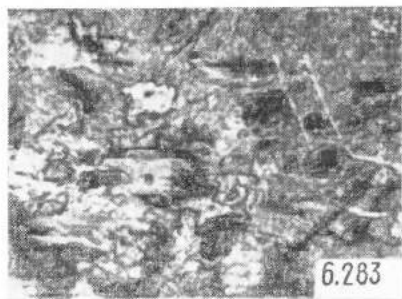
6.215

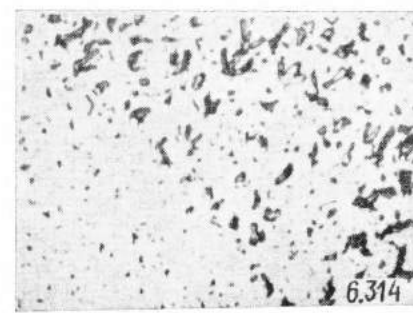
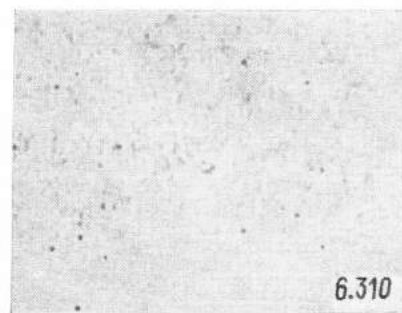
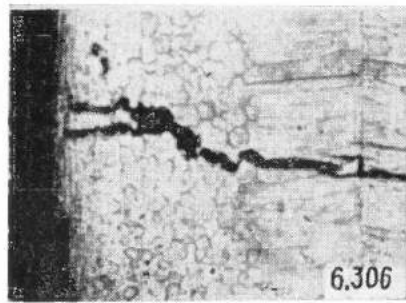
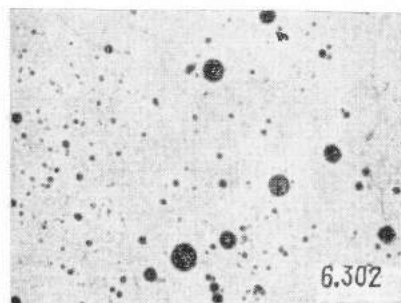
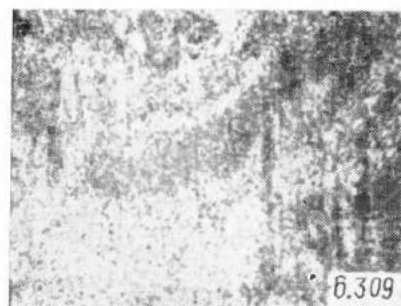
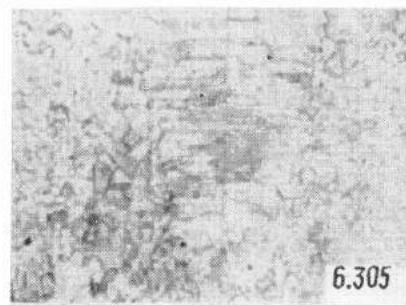
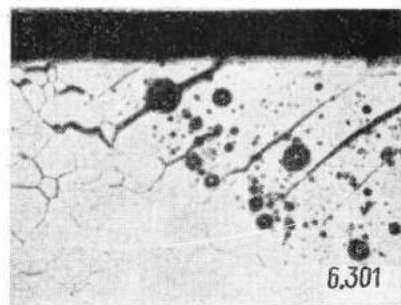
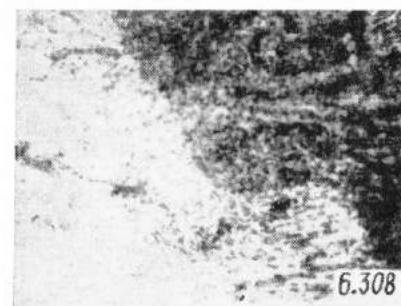
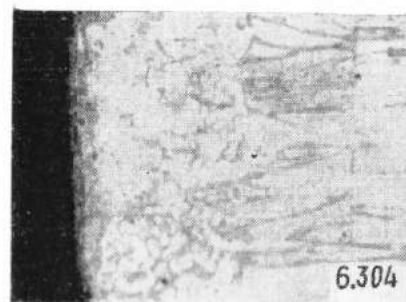
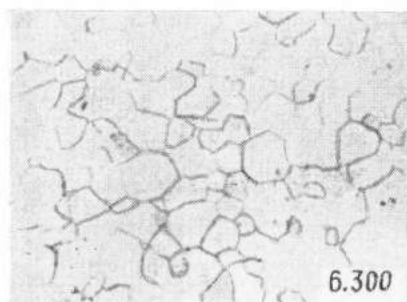
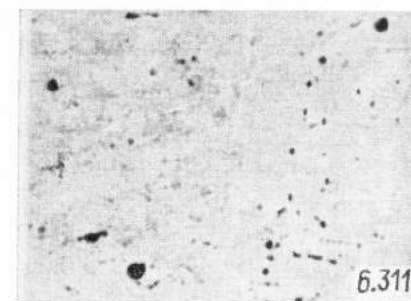
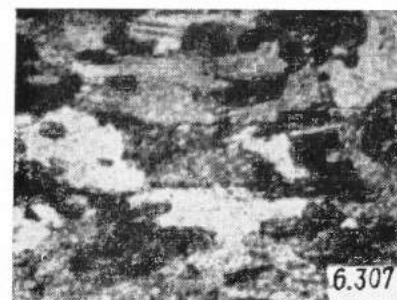
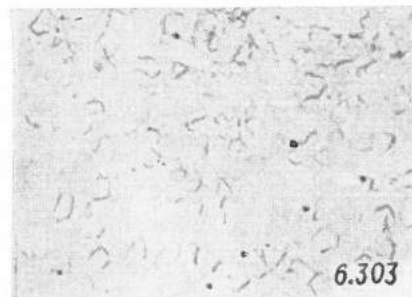
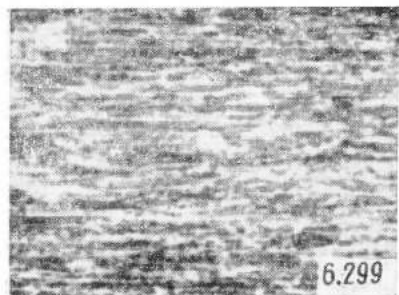


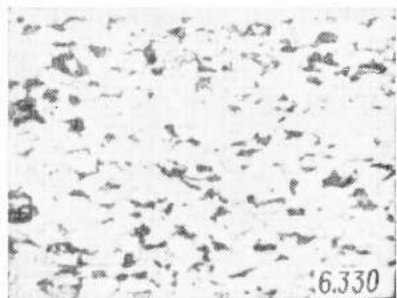
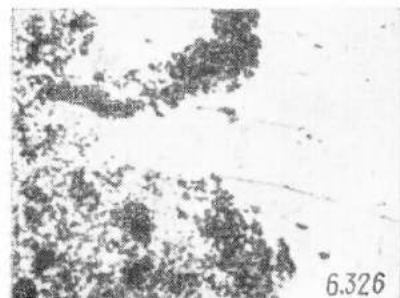
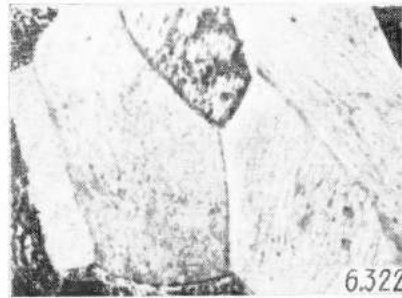
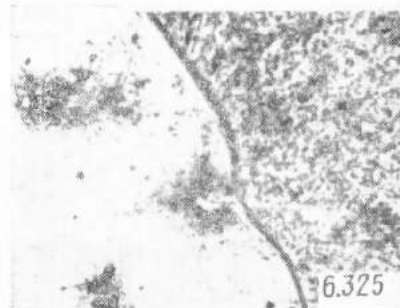
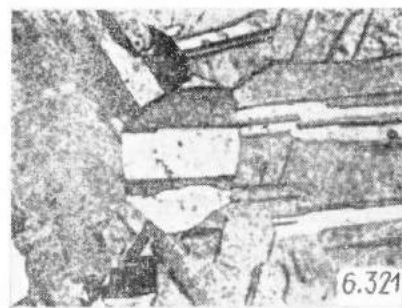
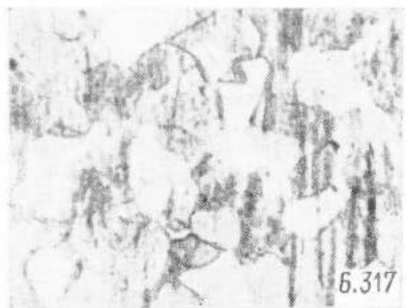
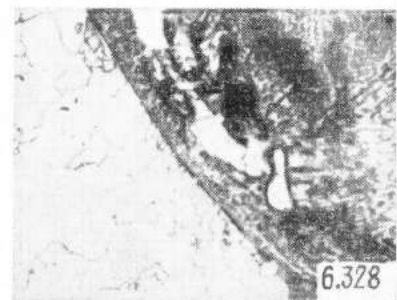
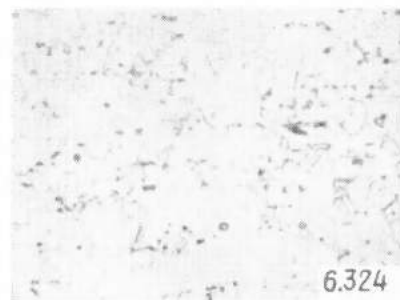
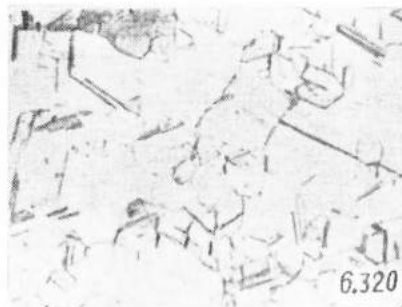
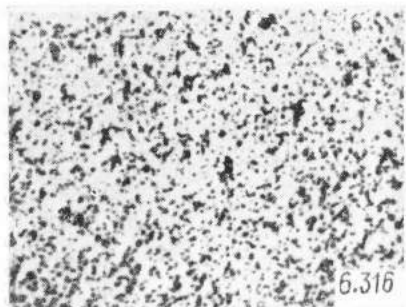
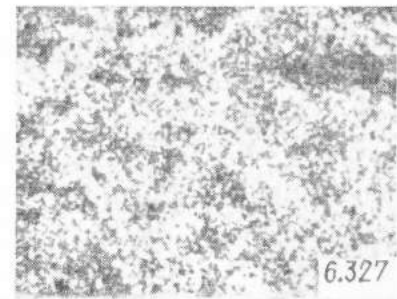
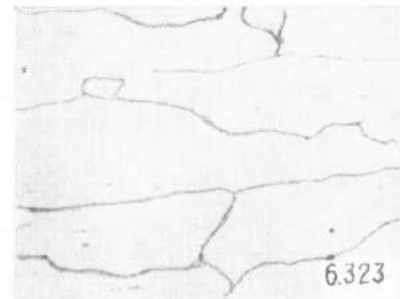
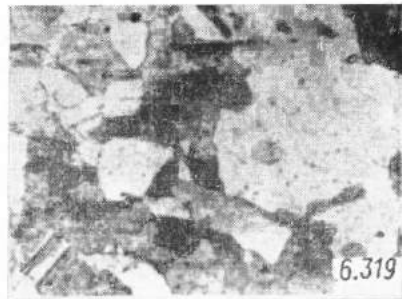
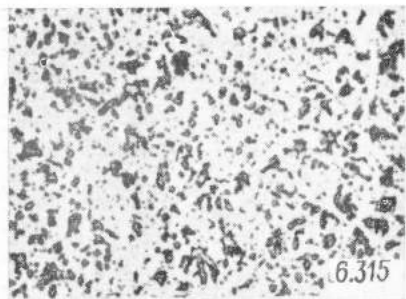


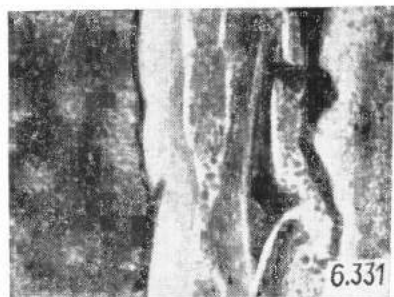




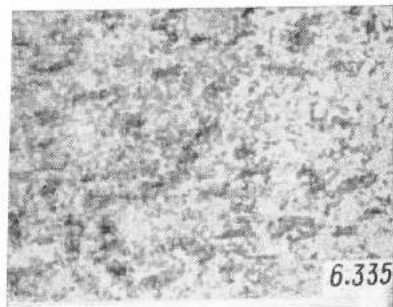




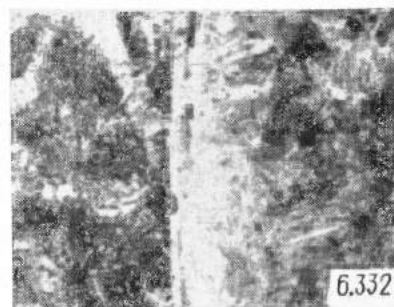




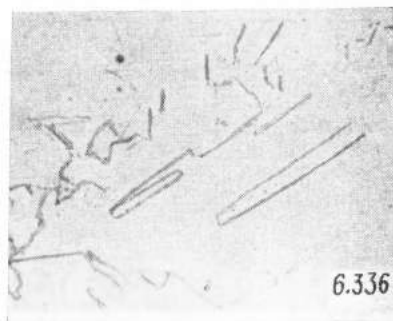
6.331



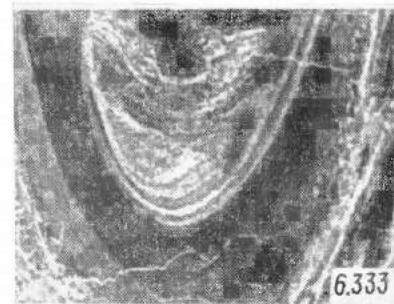
6.335



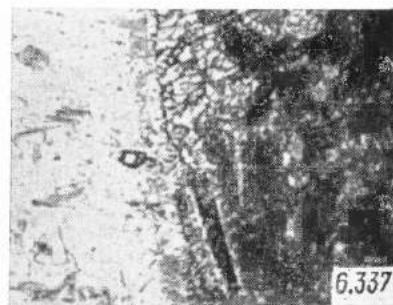
6.332



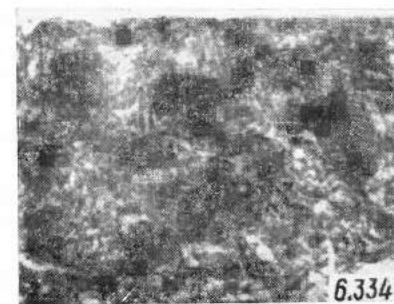
6.336



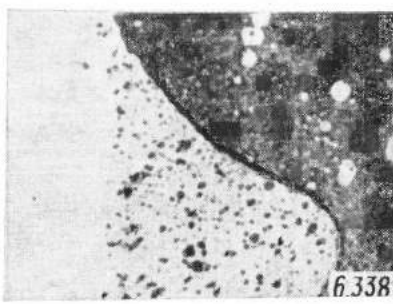
6.333



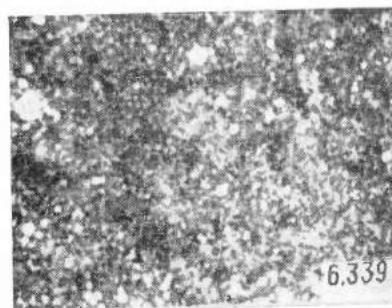
6.337



6.334



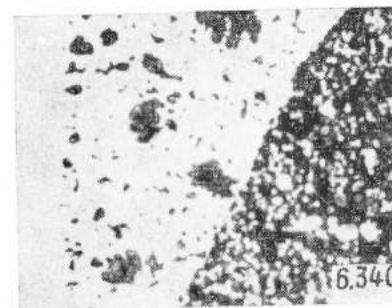
6.338



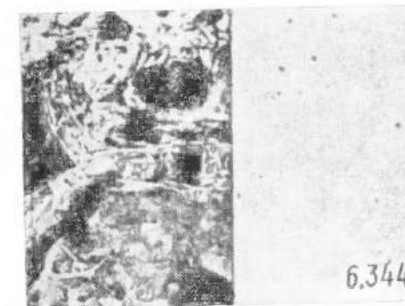
6.339



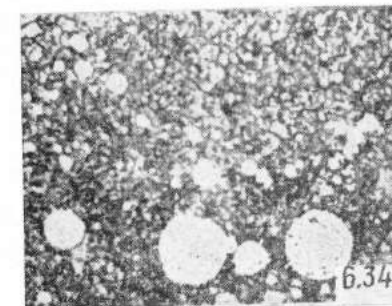
6.343



6.340



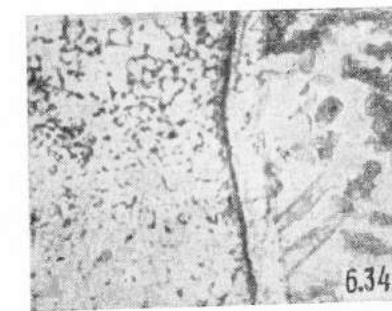
6.344



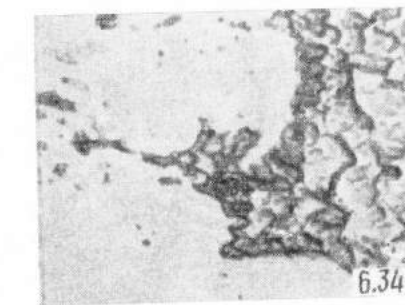
6.341



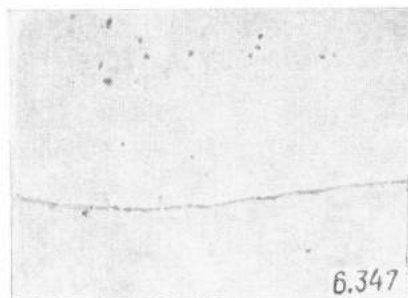
6.345



6.342



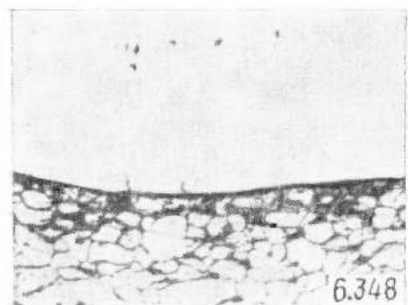
6.346



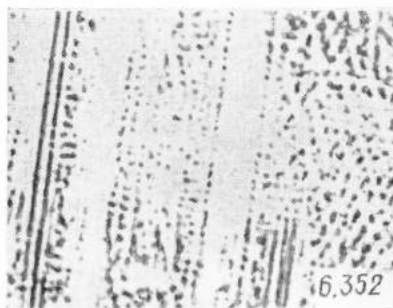
6.347



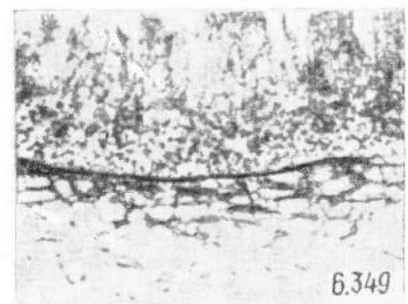
6.351



6.348



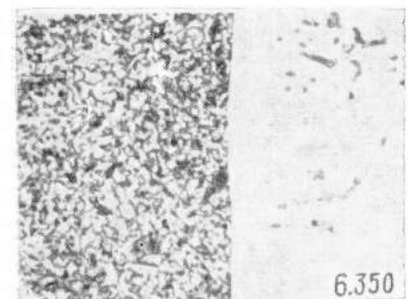
6.352



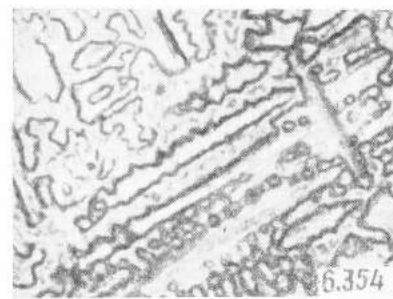
6.349



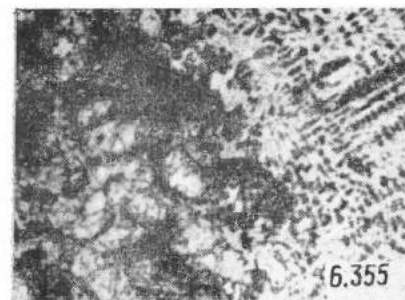
6.353



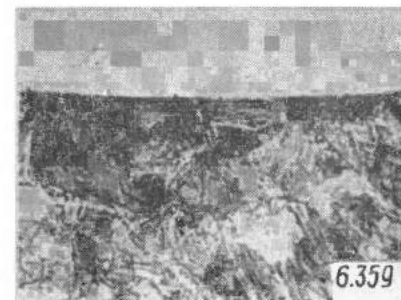
6.350



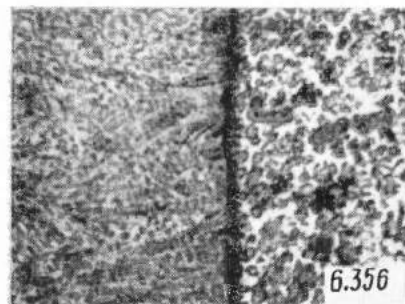
6.354



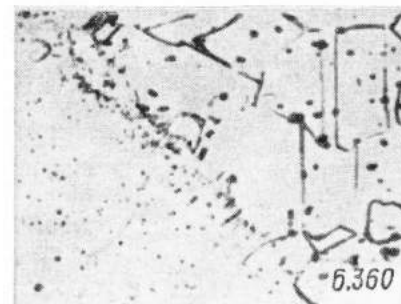
6.355



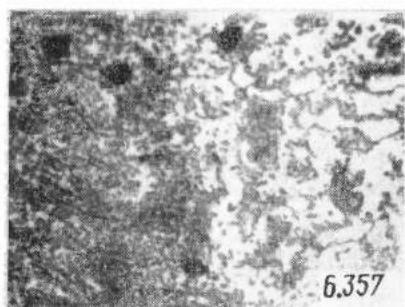
6.359



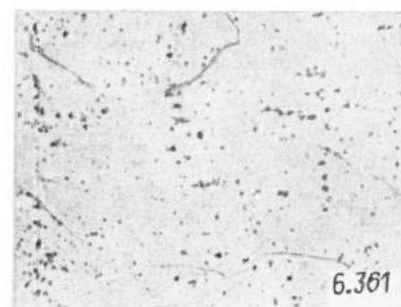
6.356



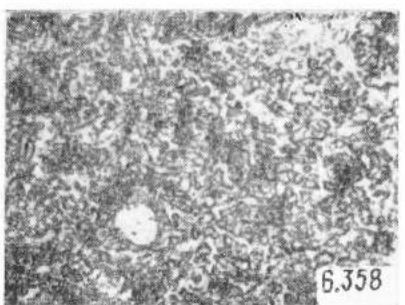
6.360



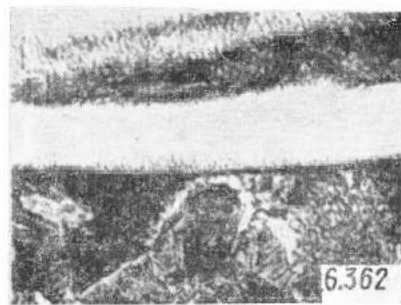
6.357



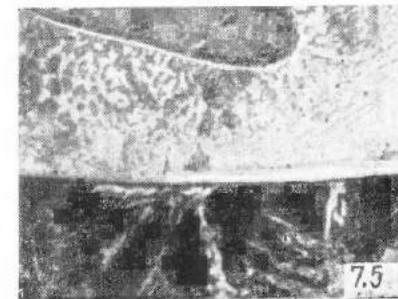
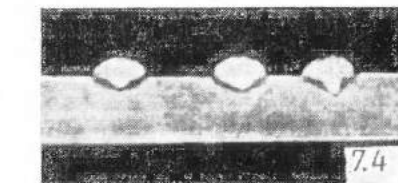
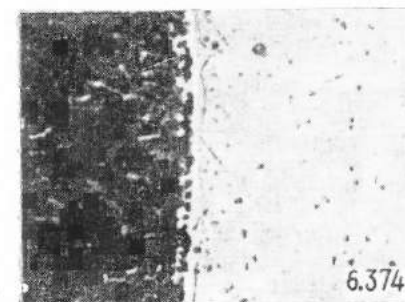
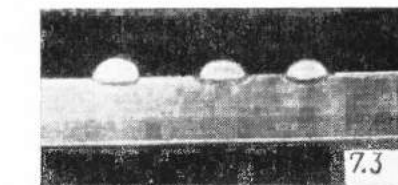
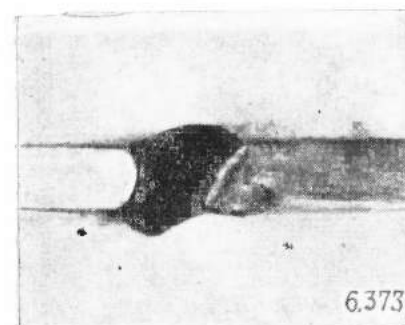
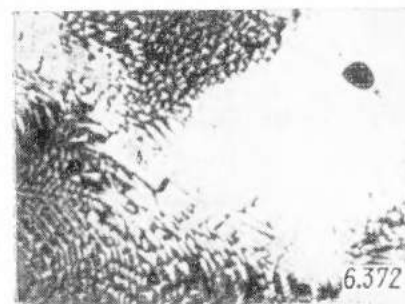
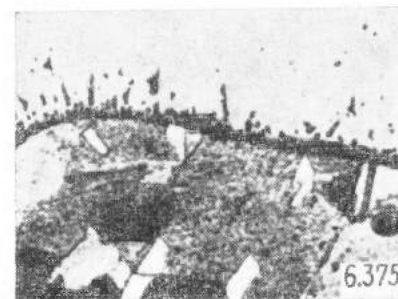
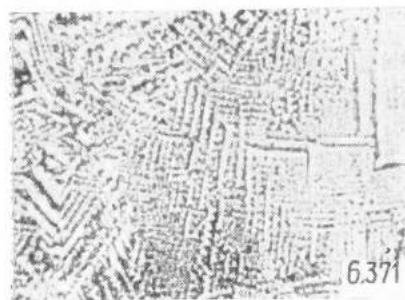
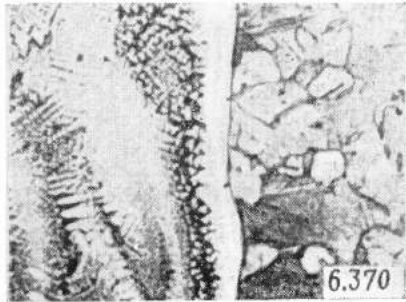
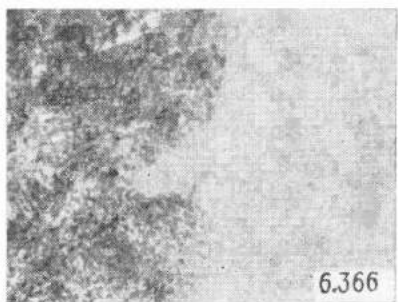
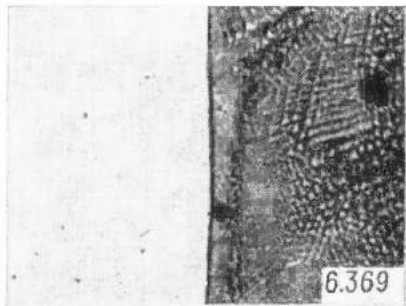
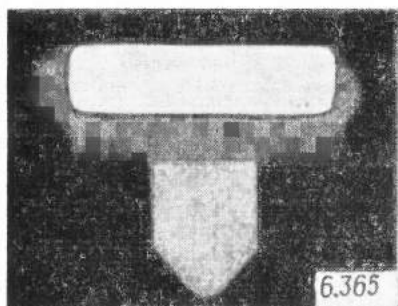
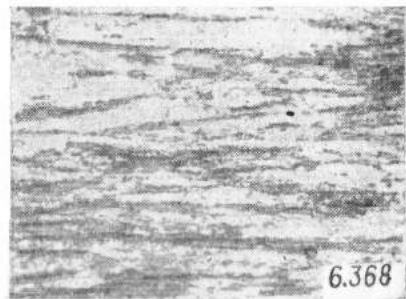
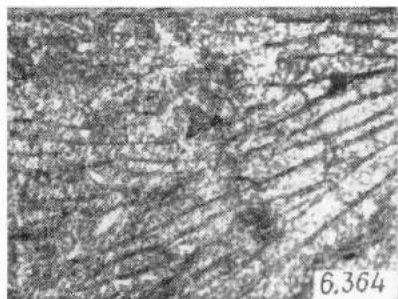
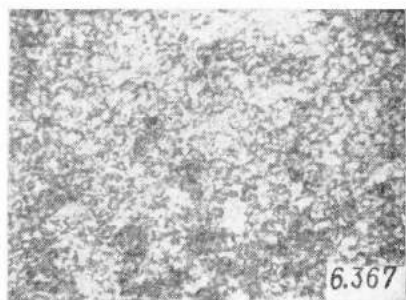
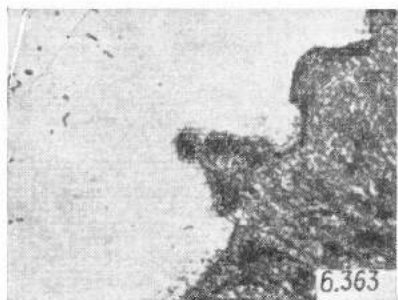
6.361

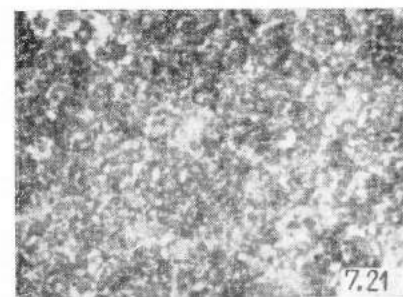
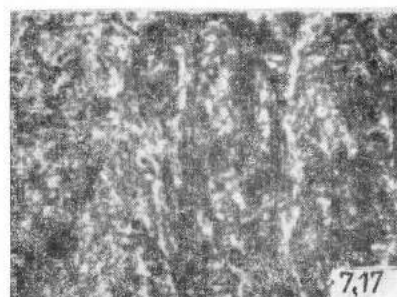
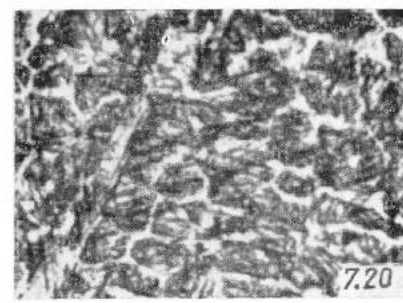
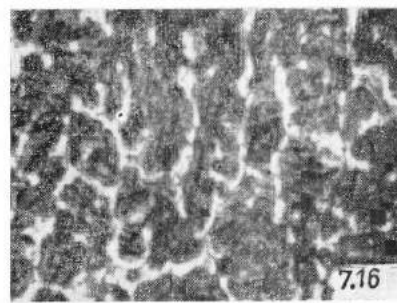
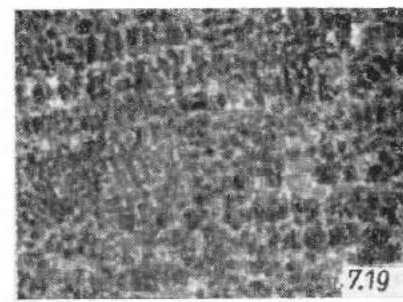
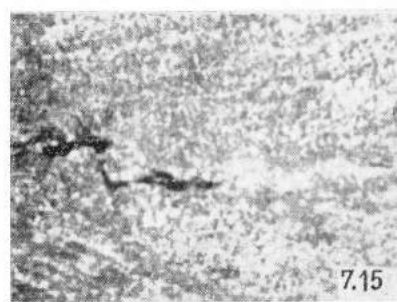
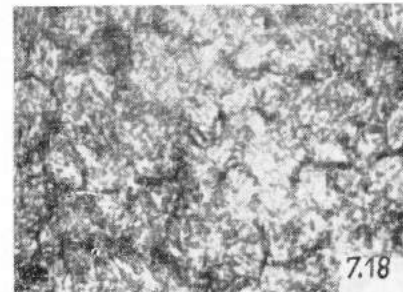
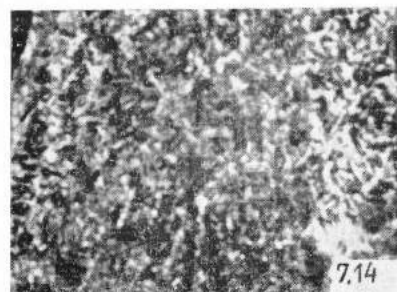
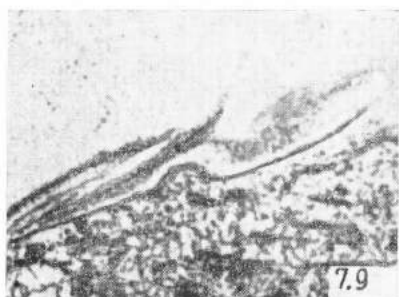
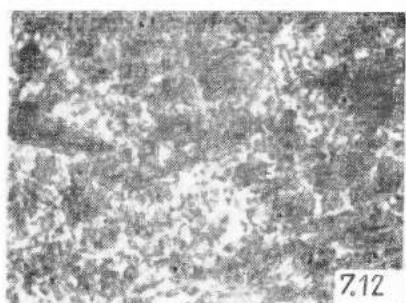
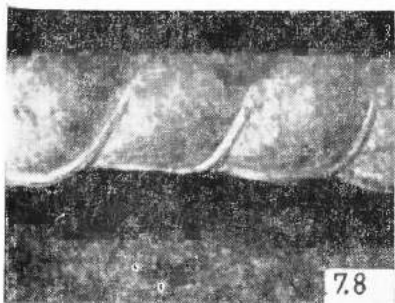
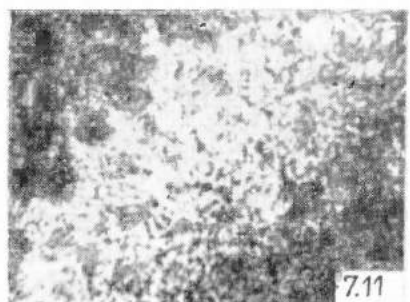
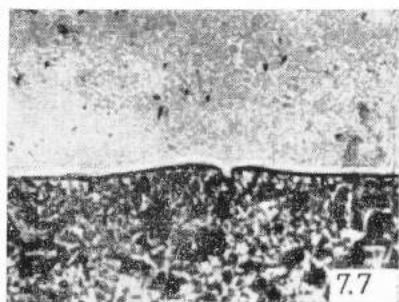
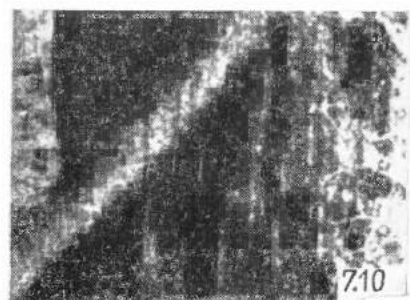
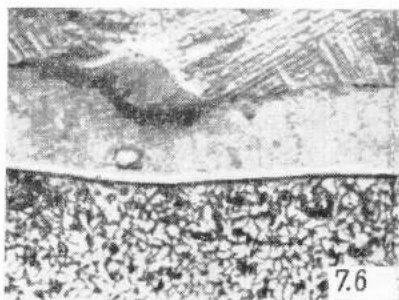


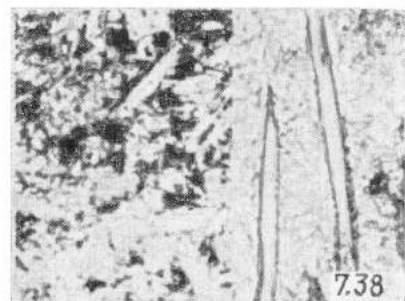
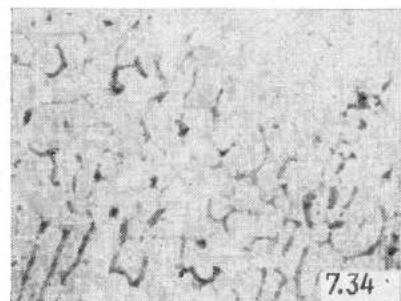
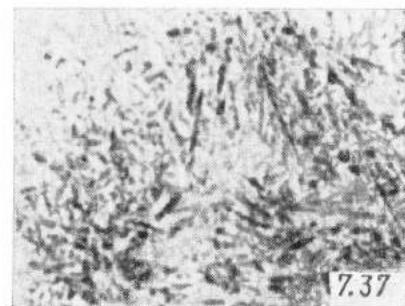
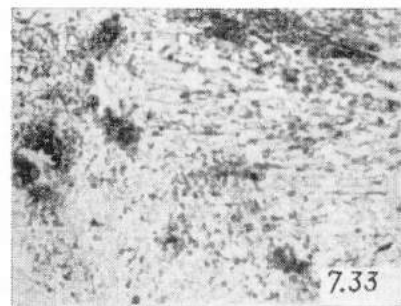
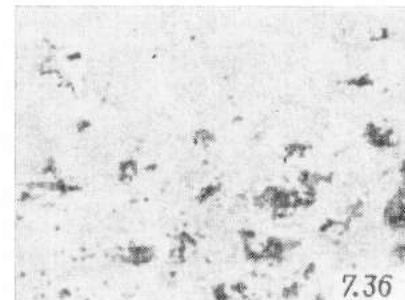
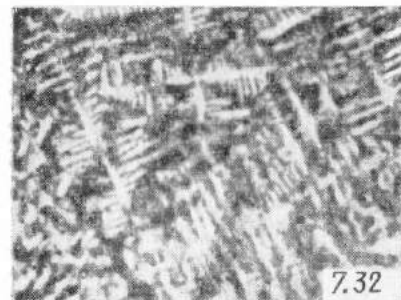
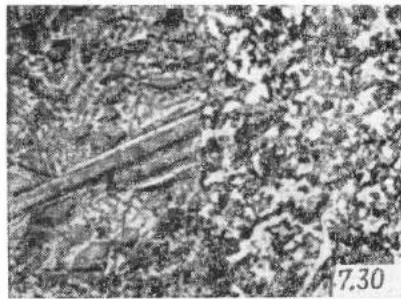
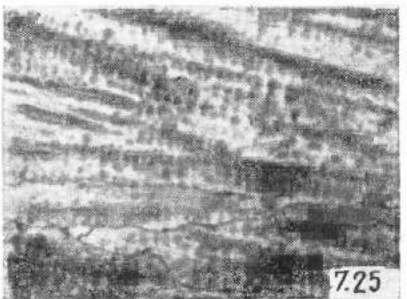
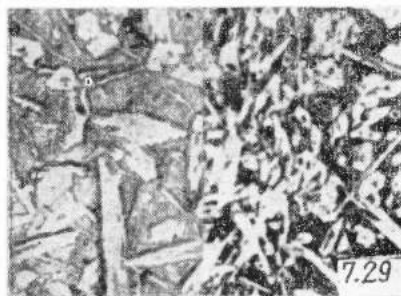
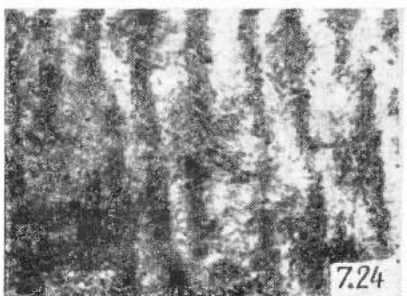
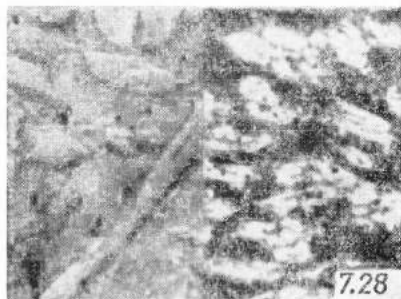
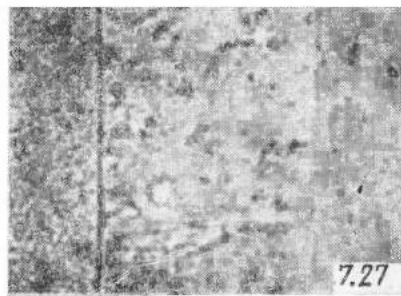
6.358

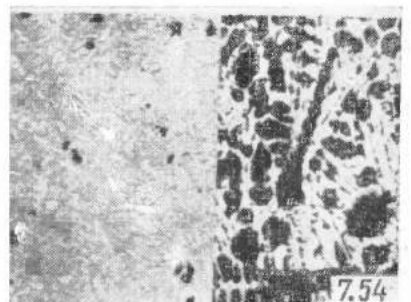
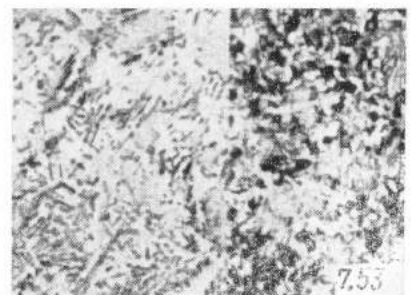
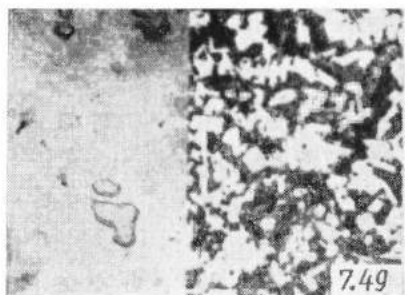
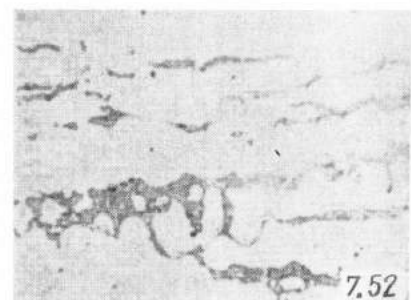
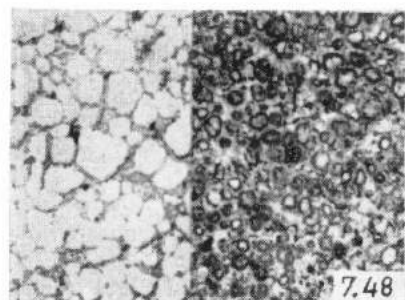
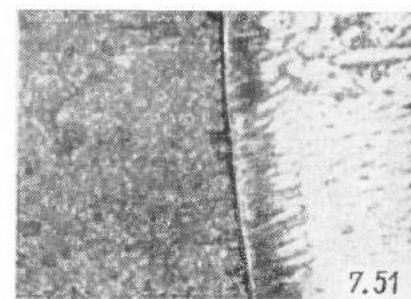
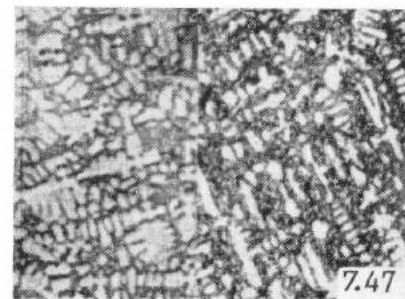
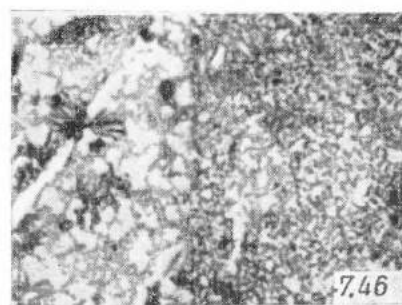
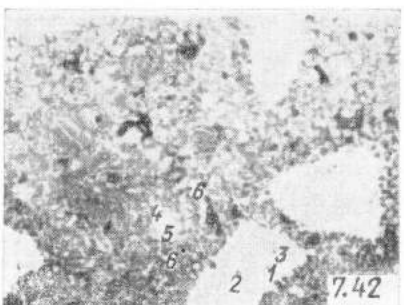
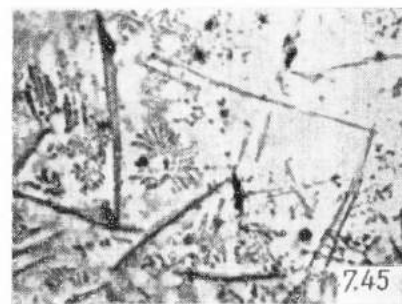
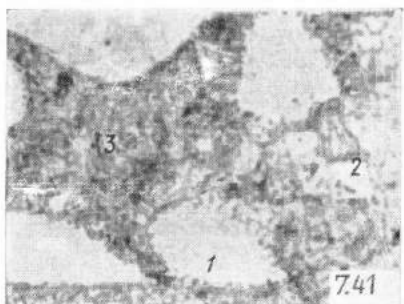
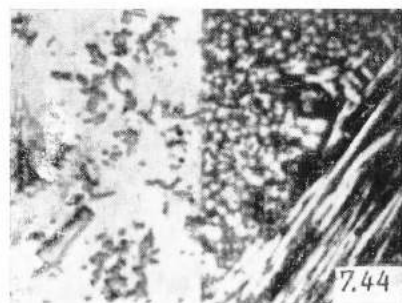
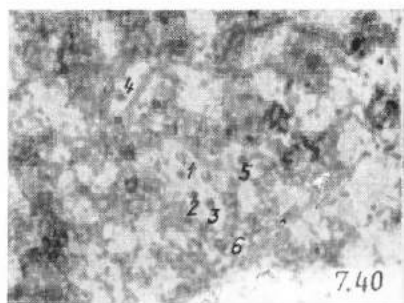
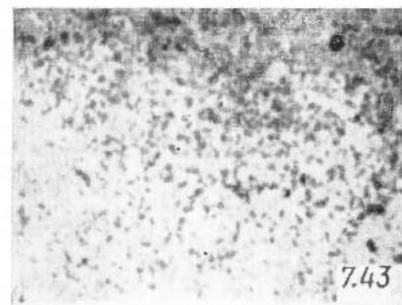
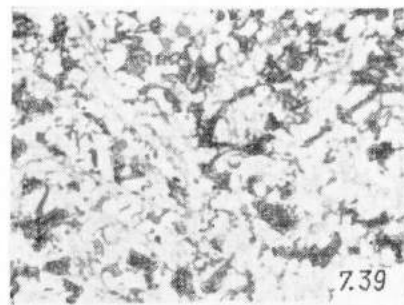


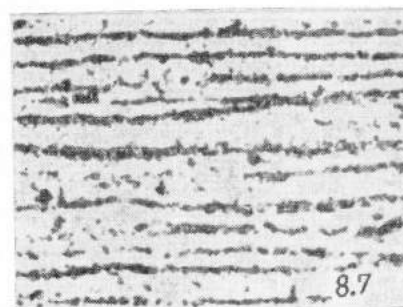
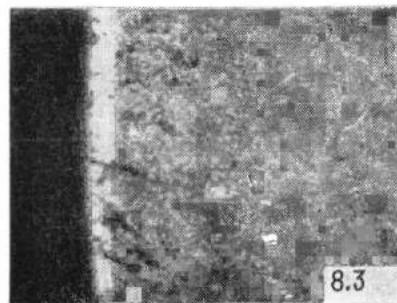
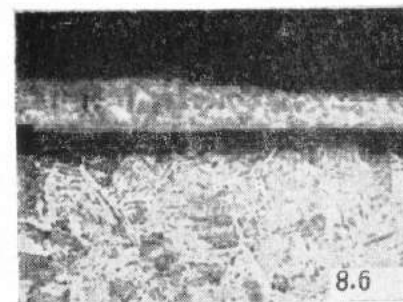
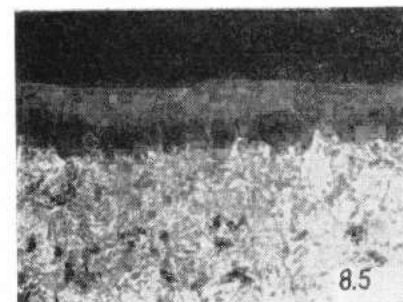
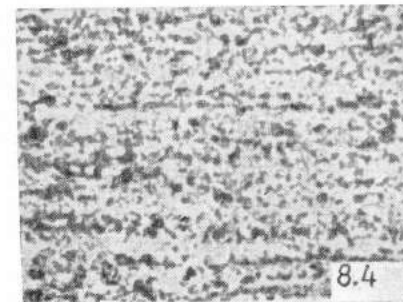
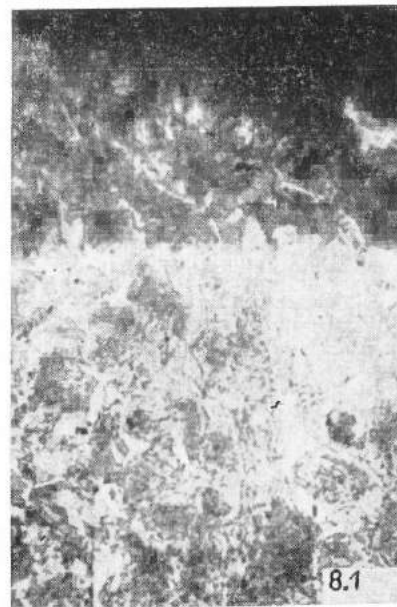
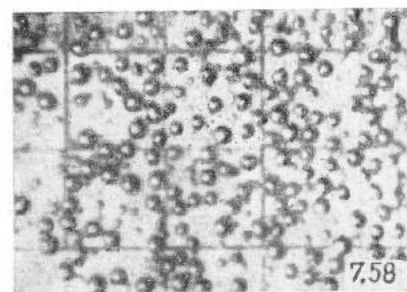
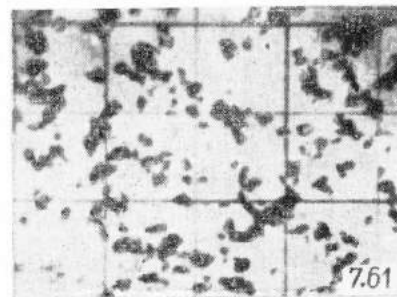
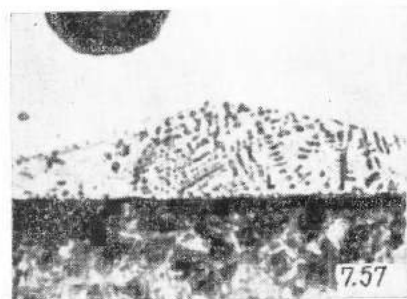
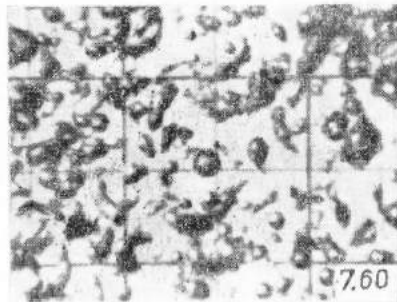
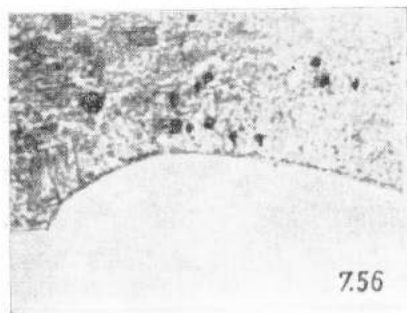
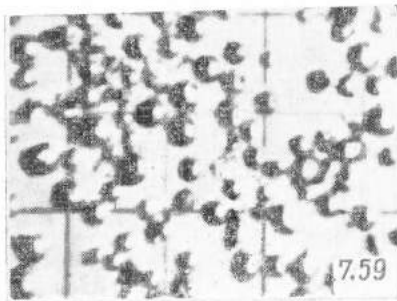
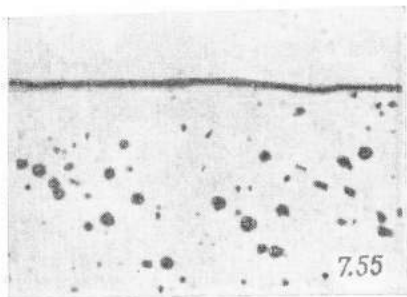
6.362

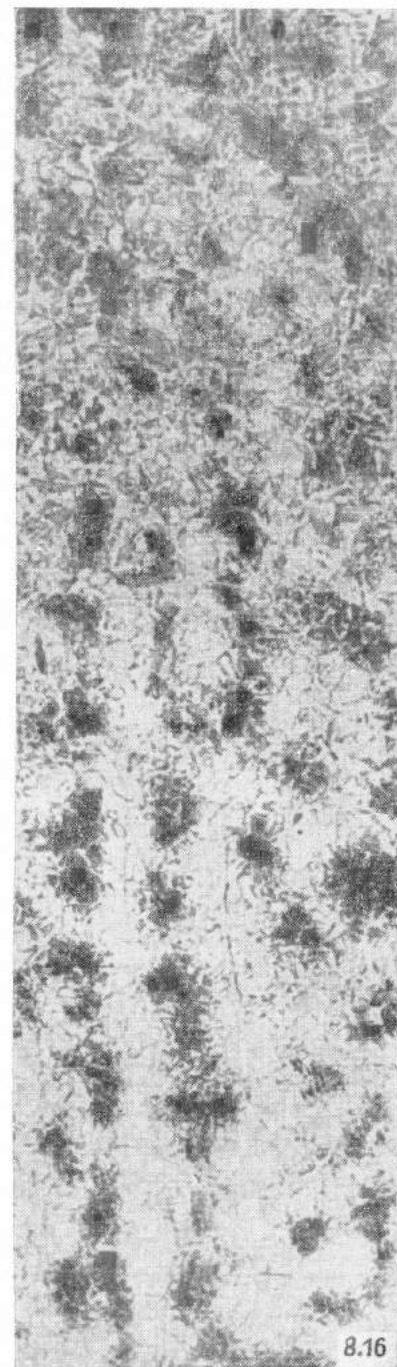
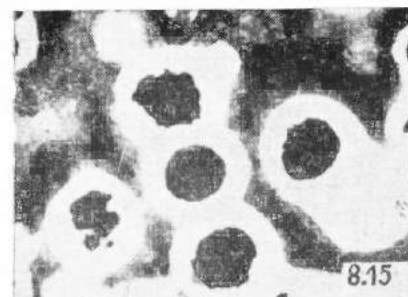
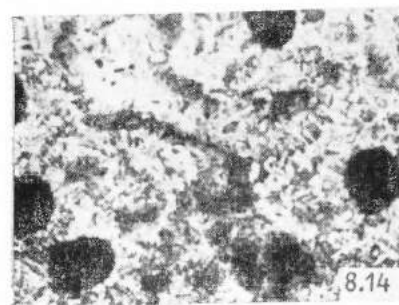
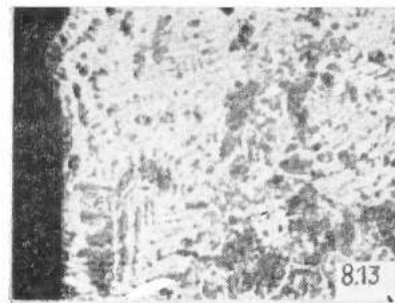
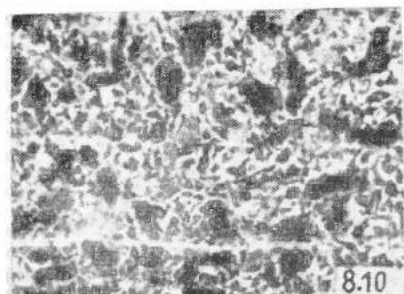
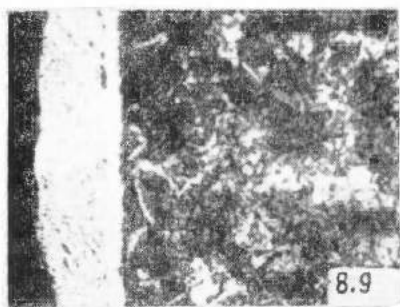
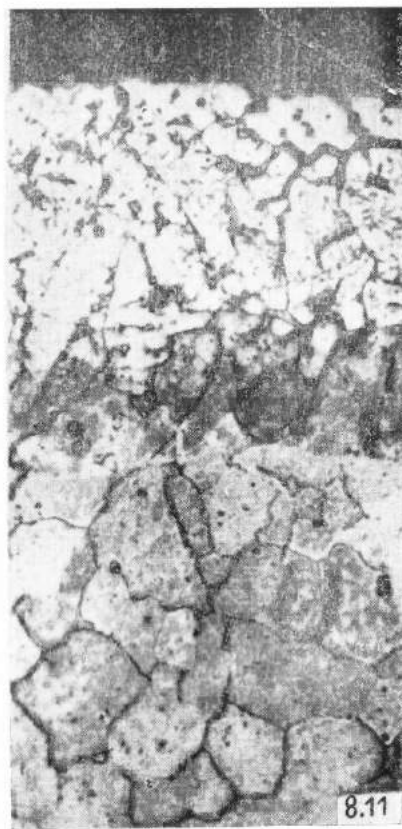


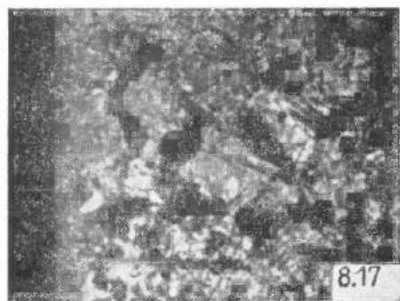








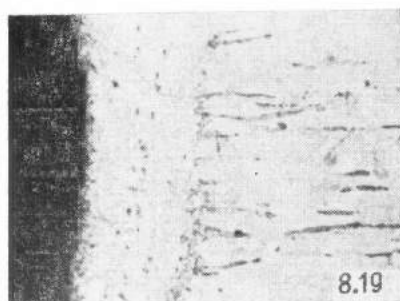




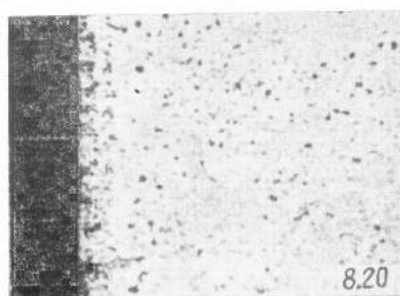
8.17



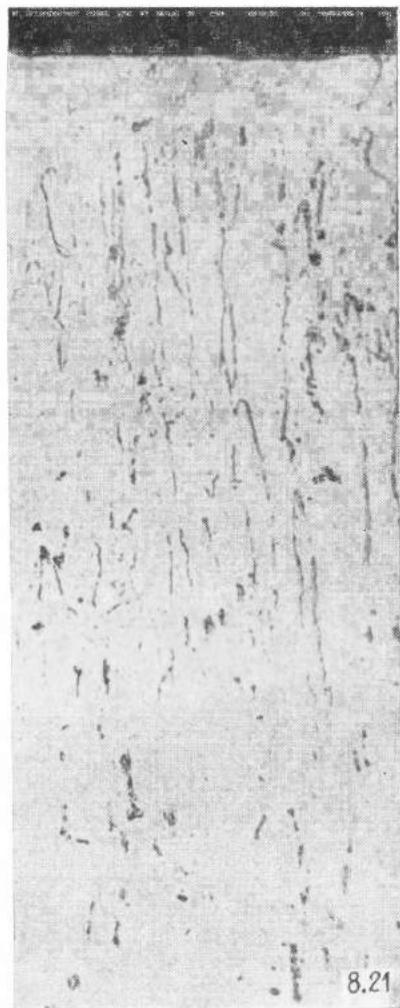
8.18



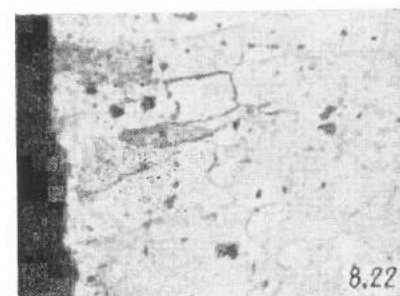
8.19



8.20



8.21



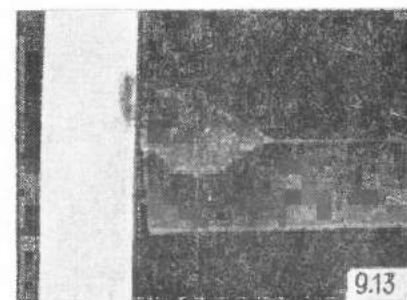
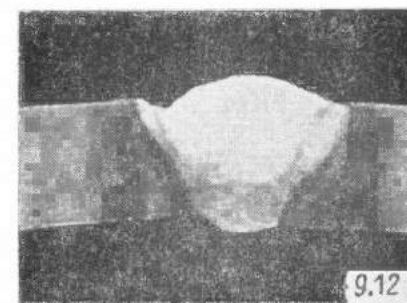
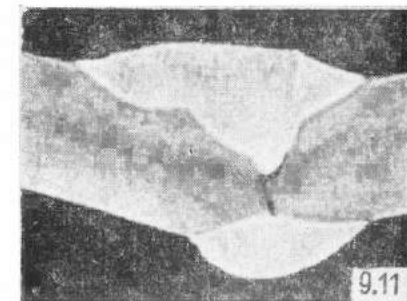
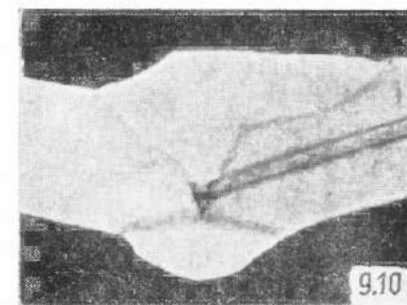
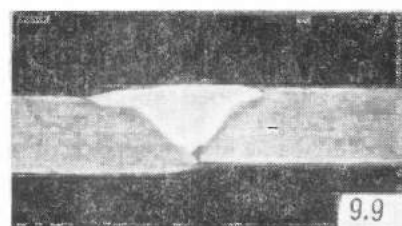
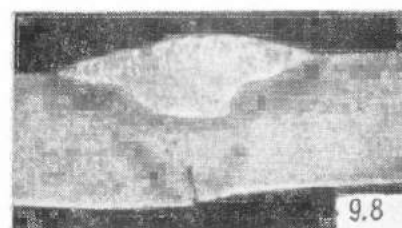
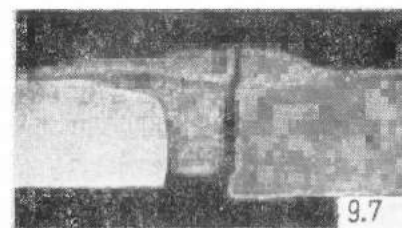
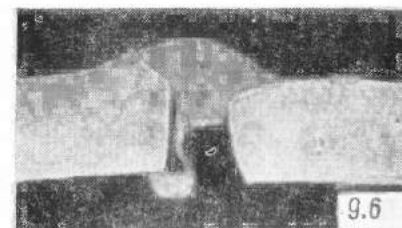
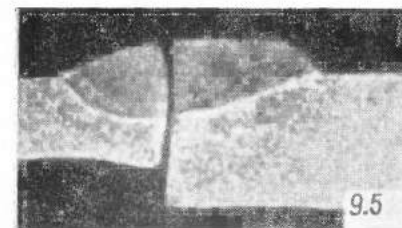
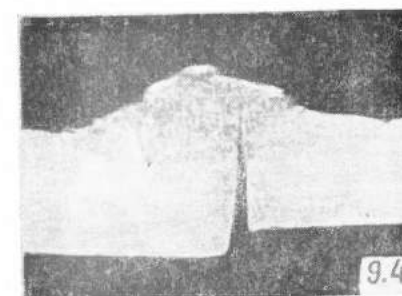
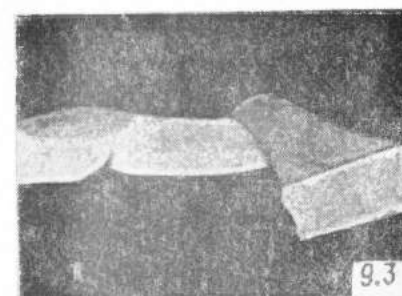
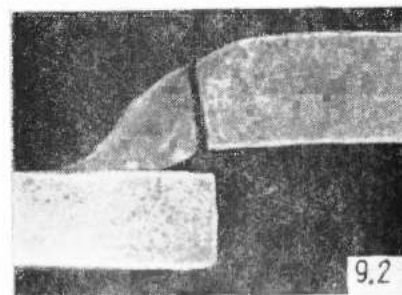
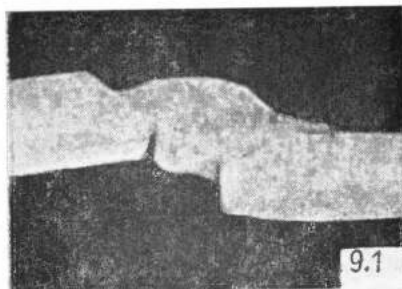
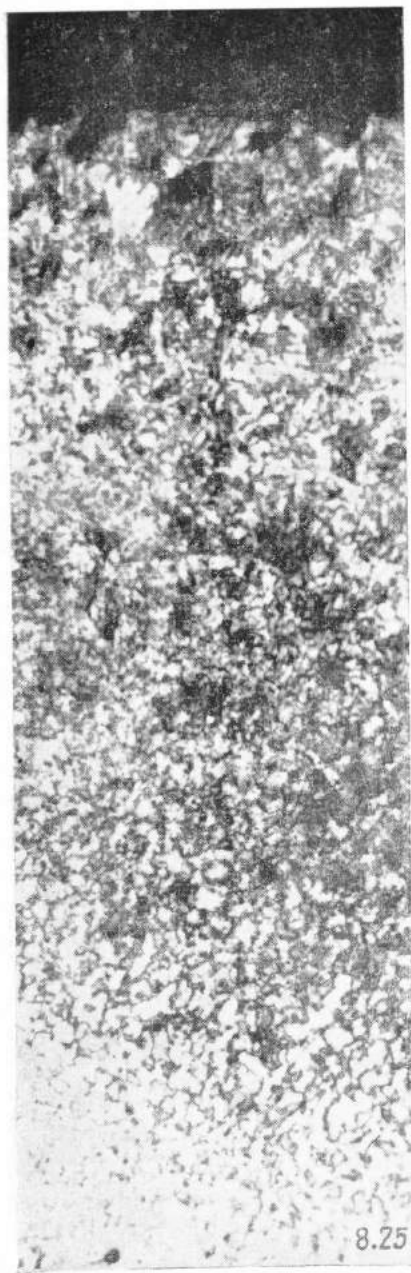
8.22

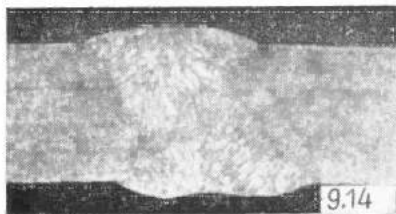


8.23

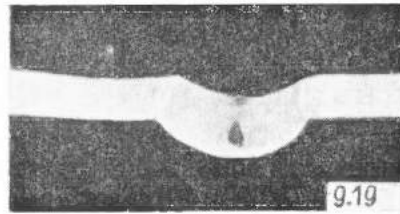


8.24

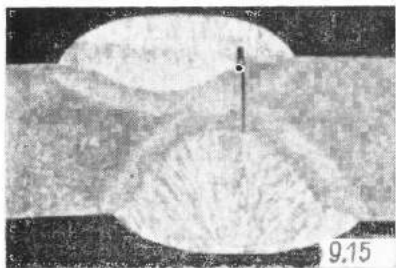




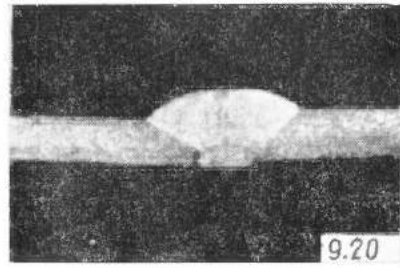
9.14



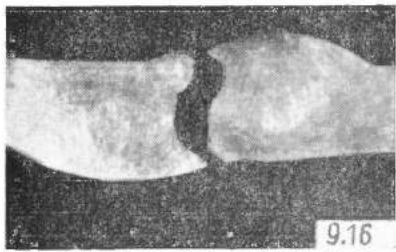
9.19



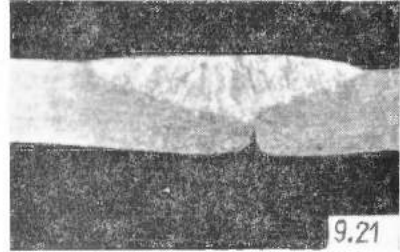
9.15



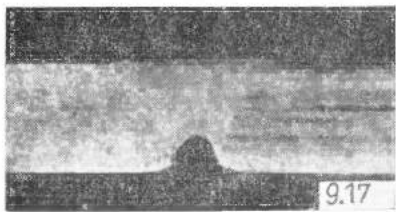
9.20



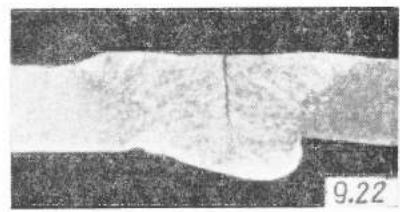
9.16



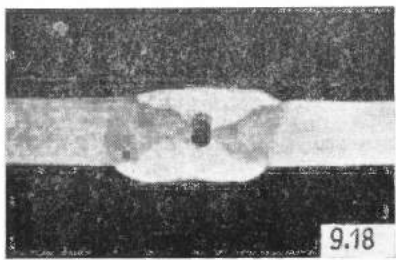
9.21



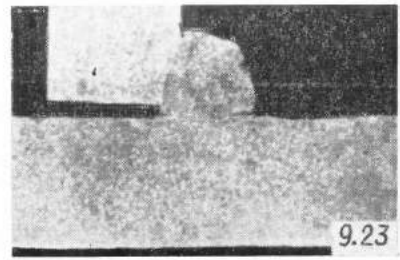
9.17



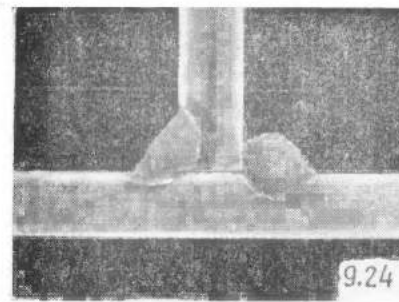
9.22



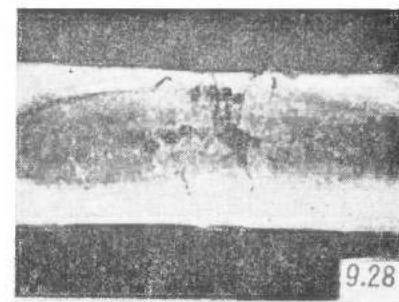
9.18



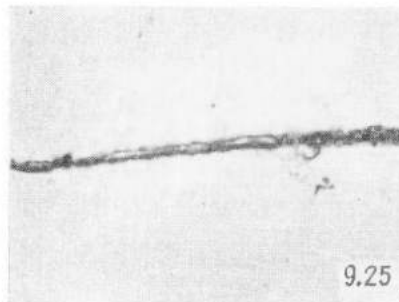
9.23



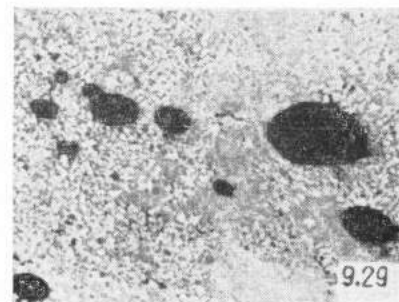
9.24



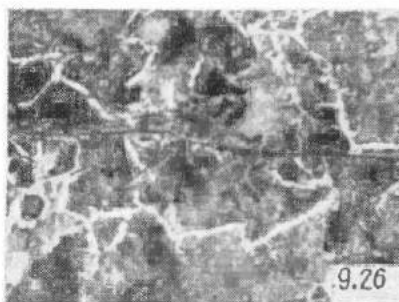
9.28



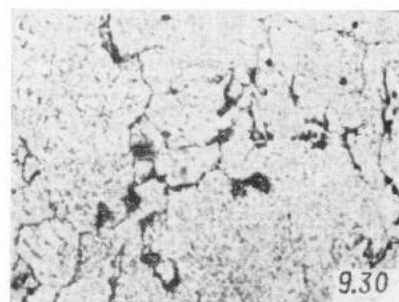
9.25



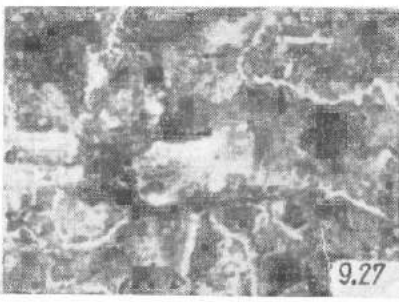
9.29



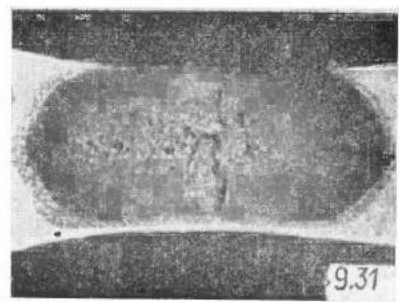
9.26



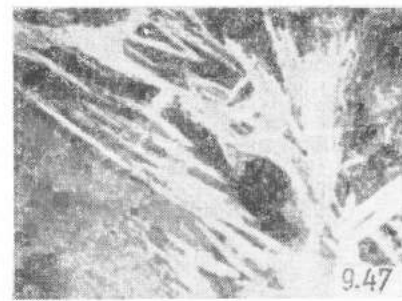
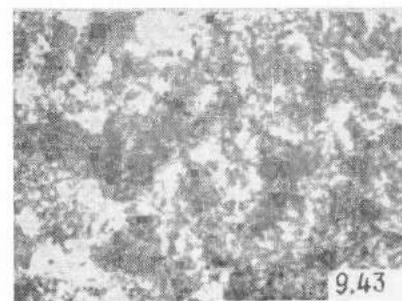
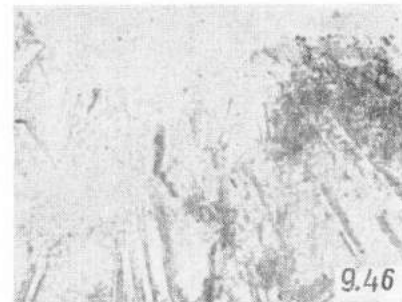
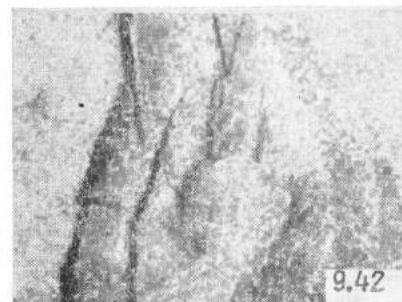
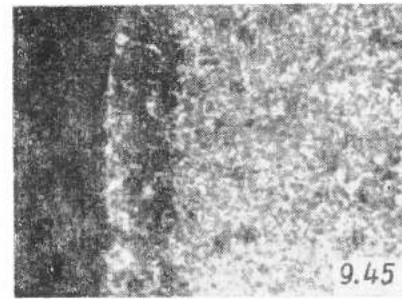
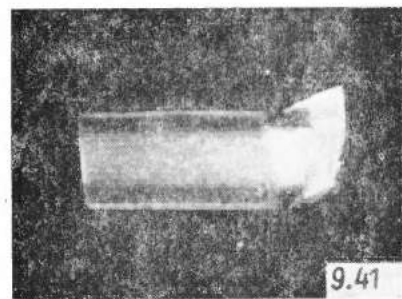
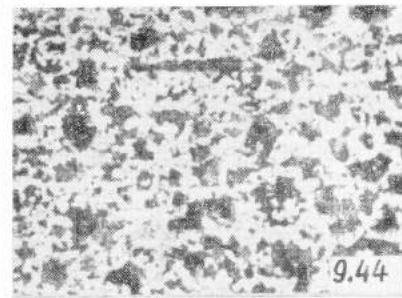
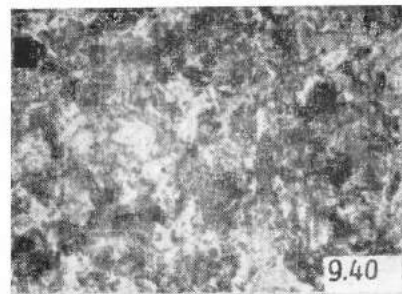
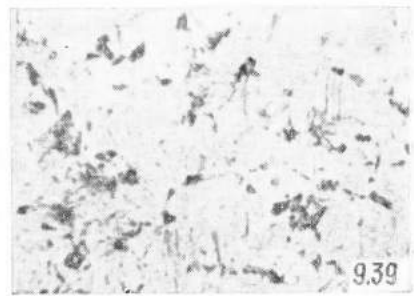
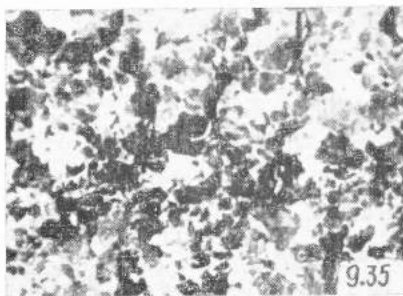
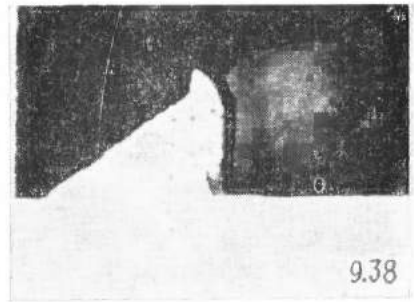
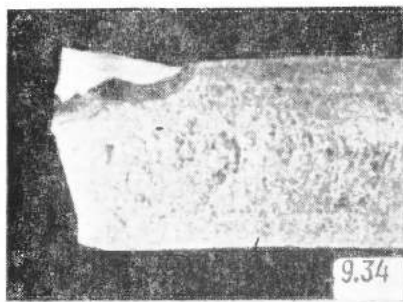
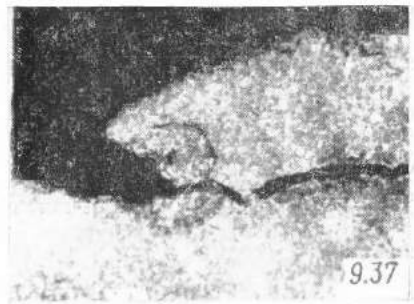
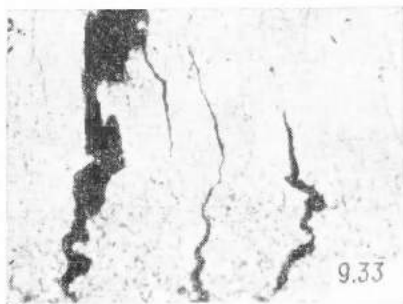
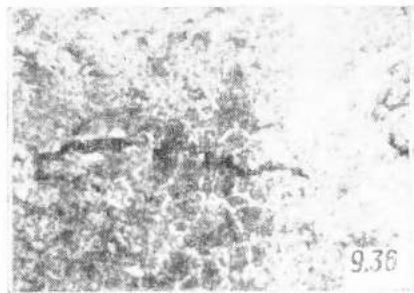
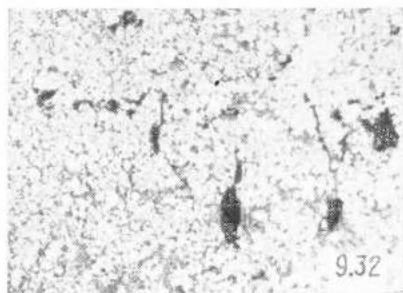
9.30

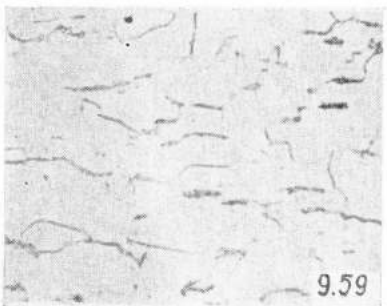
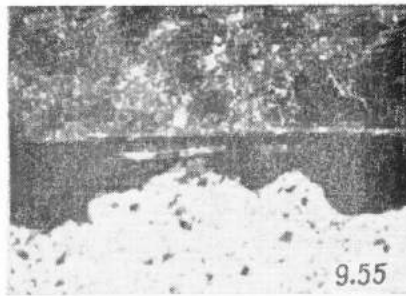
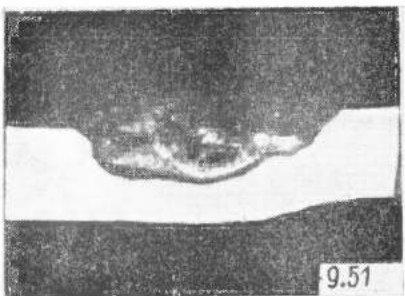
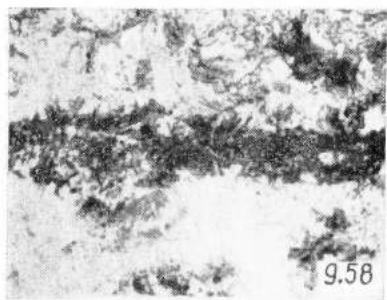
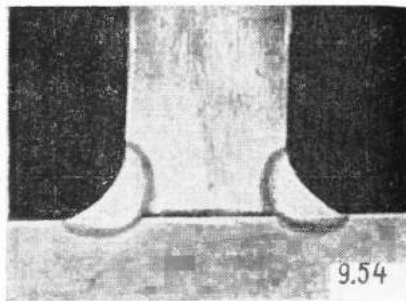
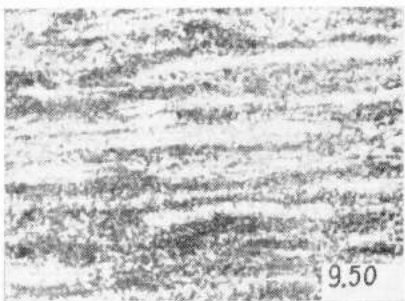
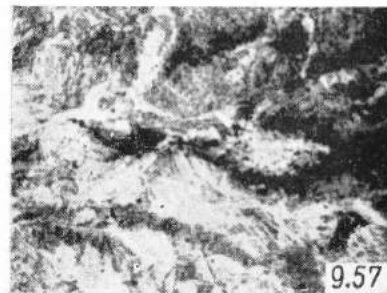
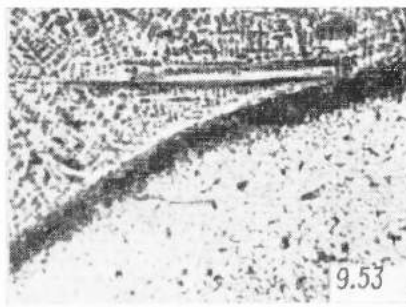
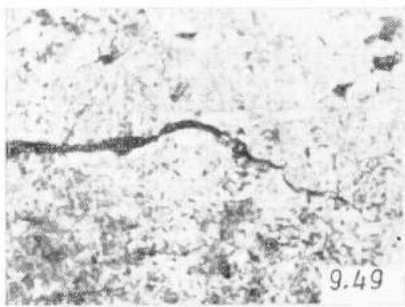
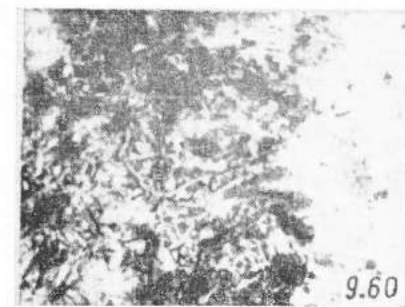
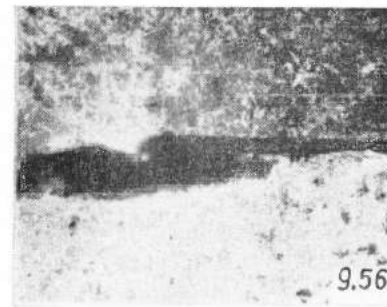
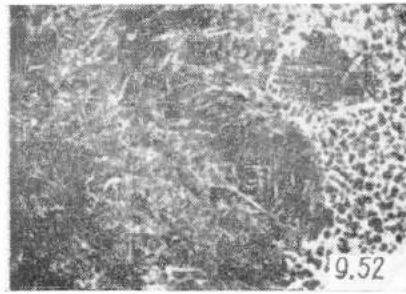
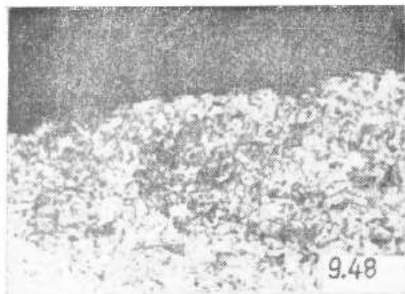


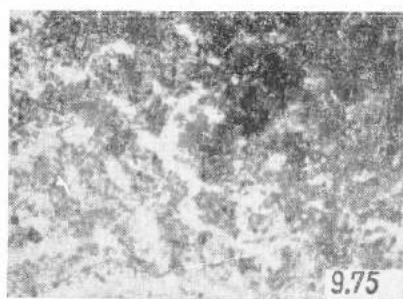
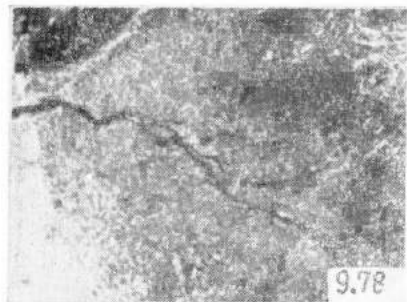
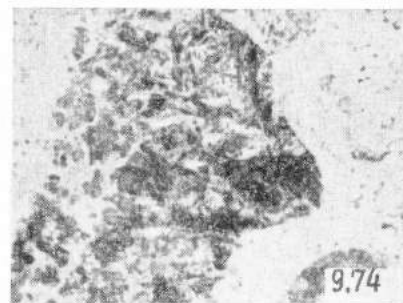
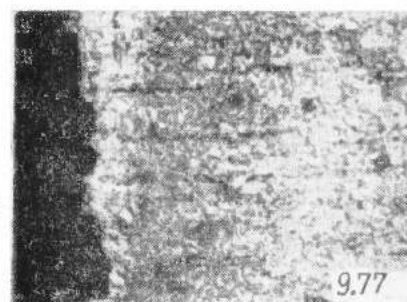
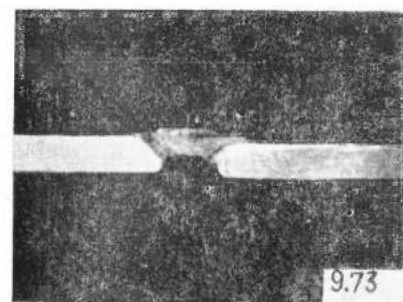
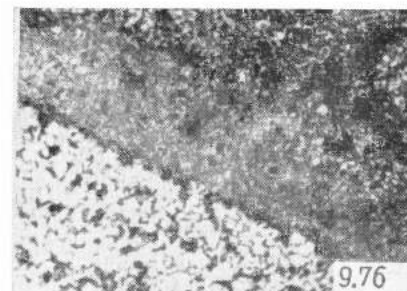
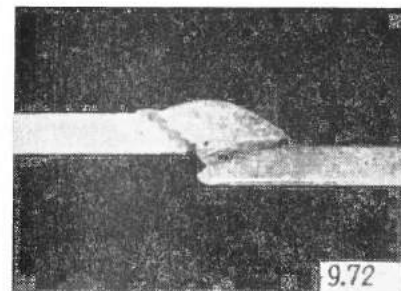
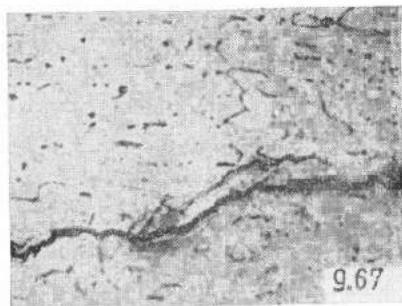
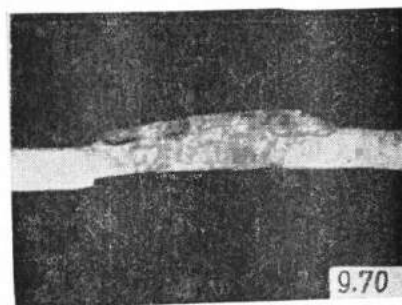
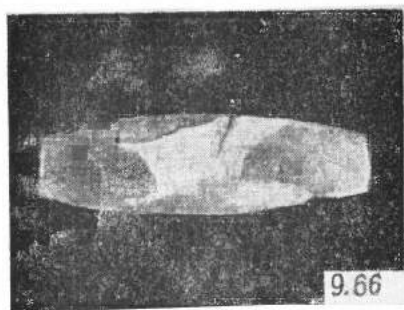
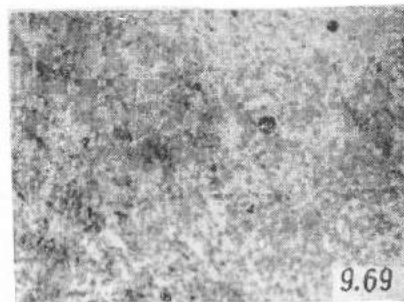
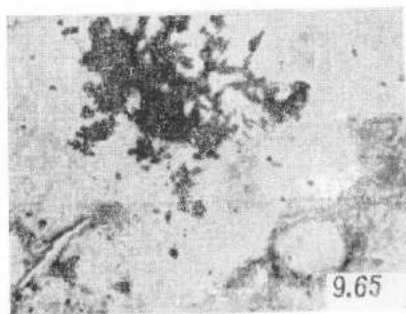
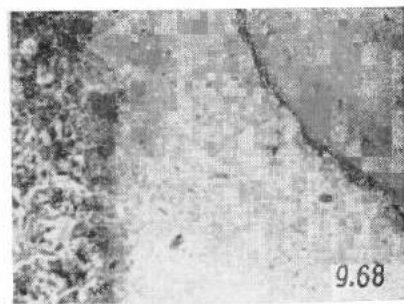
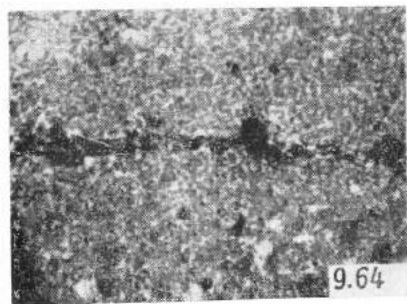
9.27

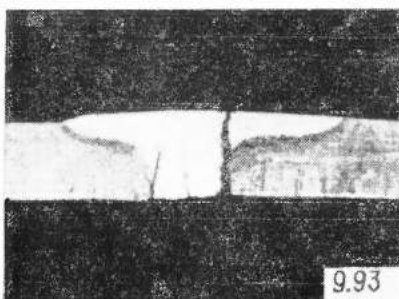
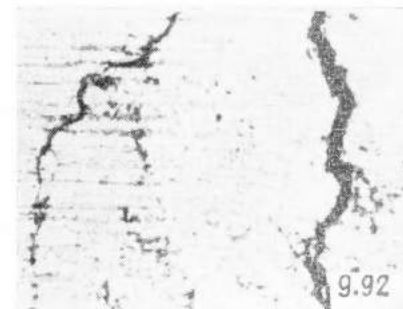
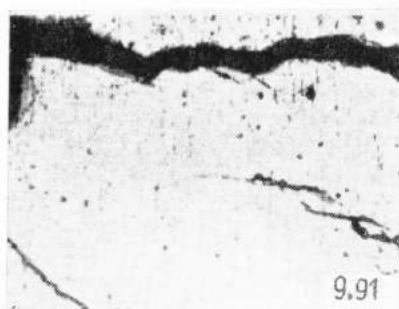
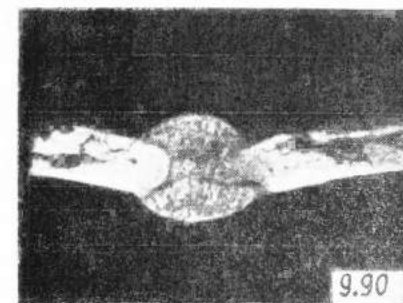
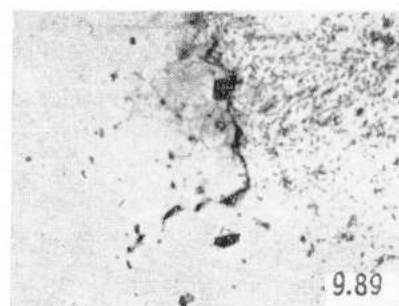
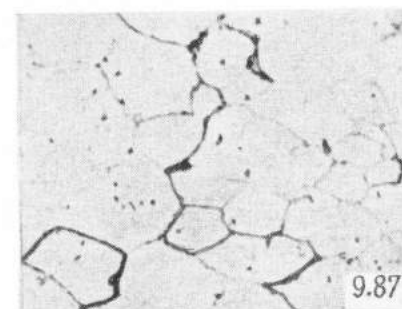
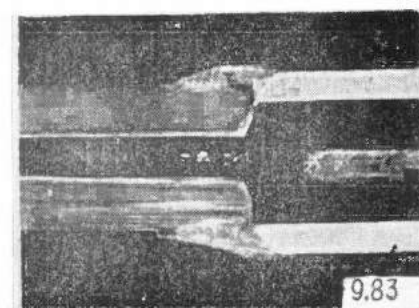
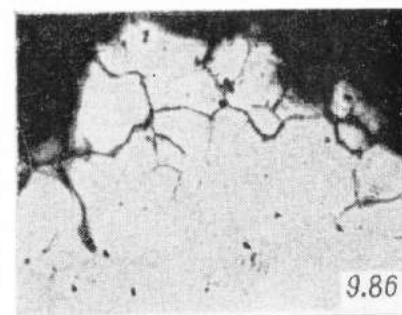
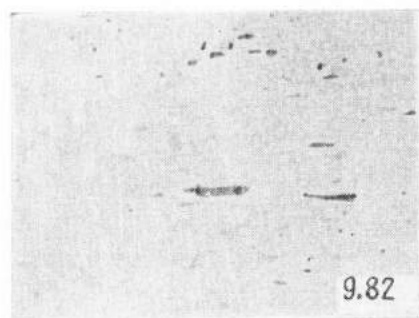
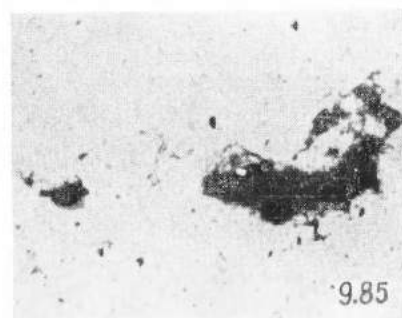
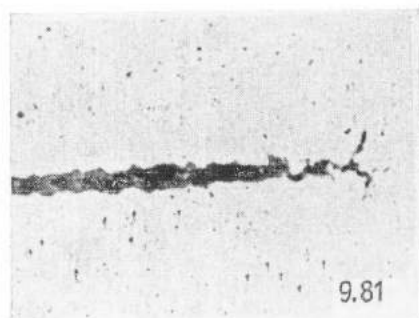
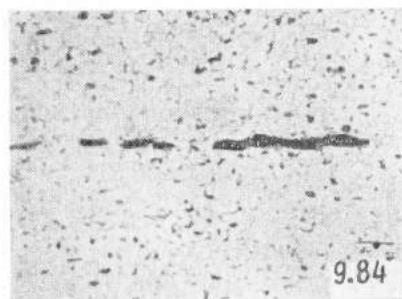
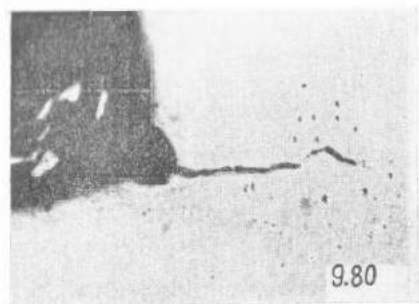


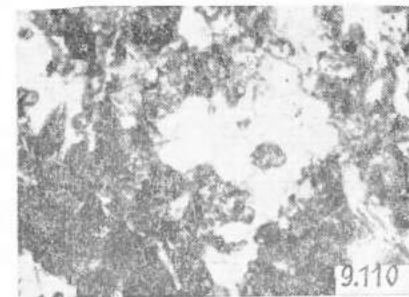
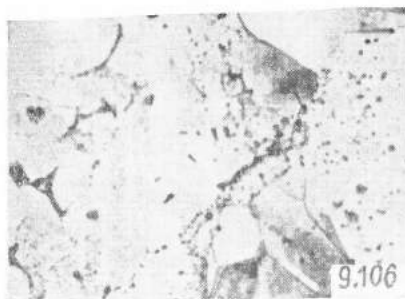
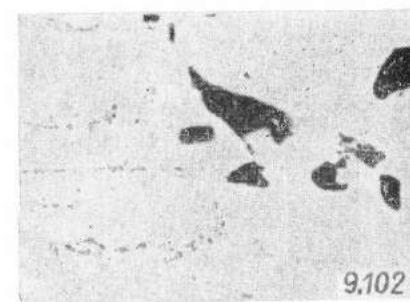
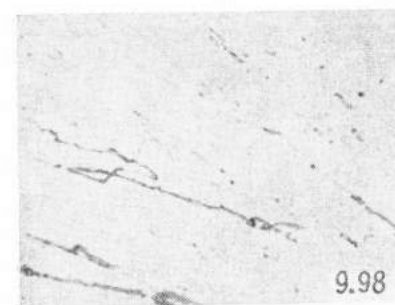
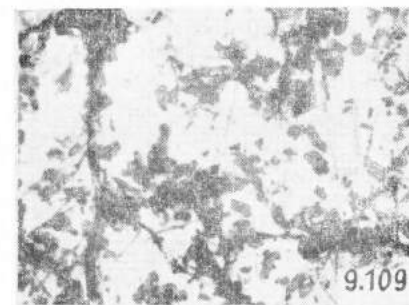
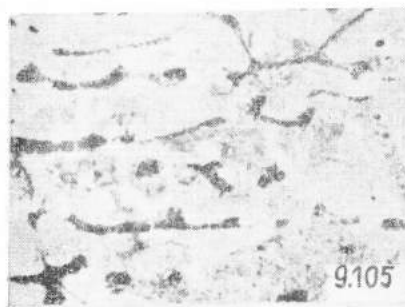
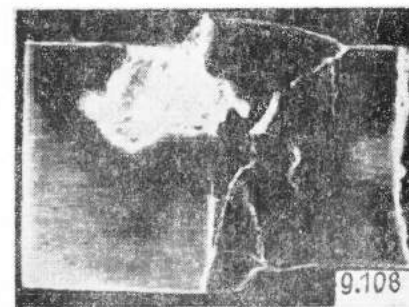
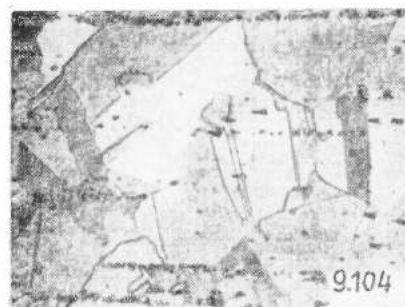
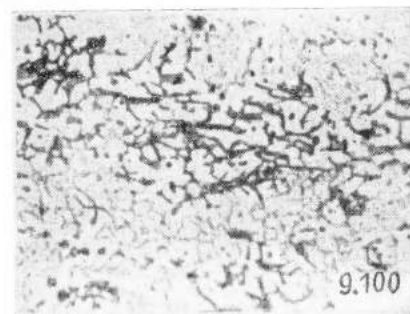
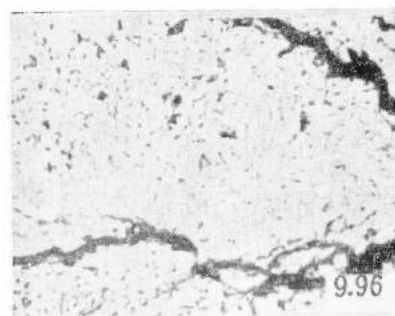
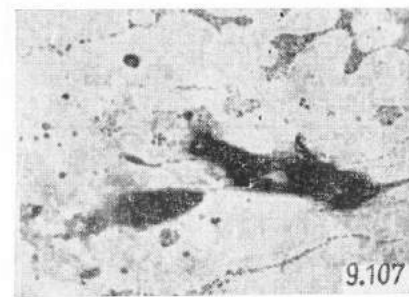
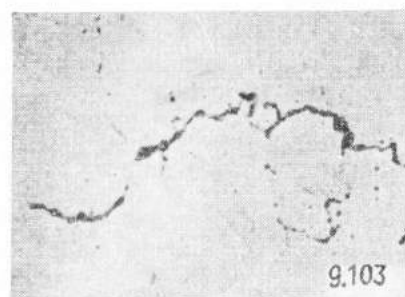
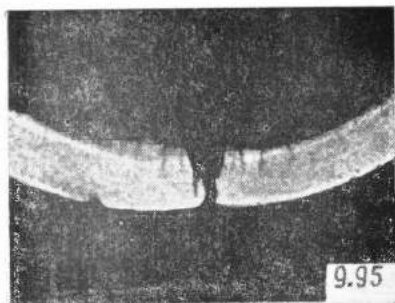
9.31

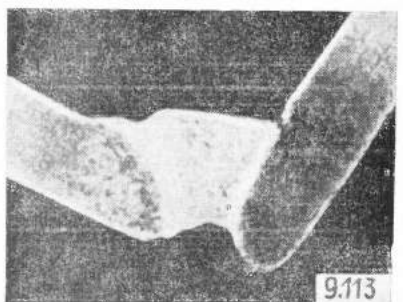
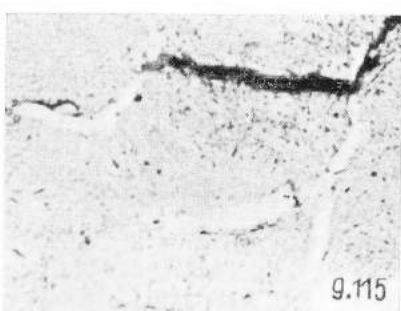
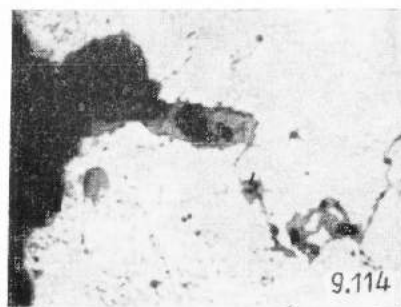
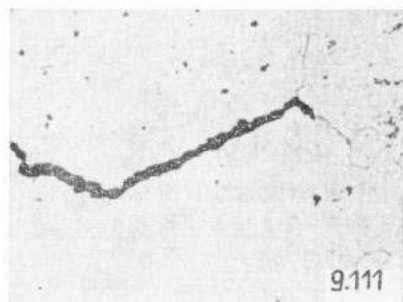












Влияние способа наплавки на твердость и износостойкость наплавленного слоя определяется прежде всего выгоранием легко окисляющихся легирующих элементов (В, Si, С) и растворением твердых фаз. При плазменной или дуговой наплавке этих сплавов, характеризующихся, собственно, как «припой», выделения в наплавленном слое имеют меньшую твердость, чем при газовой наплавке.

7.2.11.2. Структура

7.43. Газо-порошковая наплавка (нейтральное пламя) сплавом типа 1. Обогащенный никелем твердый раствор со светло-серой сеткой (HV 0,02 $\approx$ 490—510 кгс/мм²), мелкодисперсные бориды хрома и карбиды хрома. 200 : 1, (17), табл. 2.4.

7.44. То же, что и на предыдущем рисунке.

Слева: нетравленный шлиф, косое освещение. Возвышающиеся кристаллы: карбобориды с HV 0,02 $\approx$ 3500 кгс/мм².

Справа: травленный шлиф, (16) табл. 2.4. Очень тонкое дендритное строение из светлых и темных кристаллов твердого раствора, обогащенного никелем. 200 : 1.

7.45. Порошковая наплавка в защитном газе сплавом типа 1 (см. табл. 7.12). Режим наплавки см. пример 7.32.

Внедренные твердые кристаллы игольчатой формы и часть кристаллов решеточной формы. 200 : 1, нетравленный шлиф, косое освещение.

7.46. Газо-порошковая наплавка сплавом типа 2 (см. табл. 7.12). Справа: нетравленный шлиф, косое освещение. Справа: травленный шлиф, (16) табл. 2.4. Тонкое дендритное строение. 200 : 1.

7.47. Газо-порошковая наплавка сплавом типа 3 (см. табл. 7.12).

Слева: нетравленный шлиф, косое освещение. Справа: травленный шлиф, (16), табл. 2.4. Грубое дендритное строение твердого раствора. 200 : 1.

7.48. Газо-порошковая наплавка сплавом типа 4 (см. табл. 7.12). Справа: нетравленный шлиф, косое освещение. Справа: травленный шлиф, (16) табл. 2.4. Сетка боридов никеля и матрица, обогащенная никелем, HV 0,03 $\approx$ 600 кгс/мм². 200 : 1.

7.49. Газо-порошковая наплавка сплавом типа 5 (см. табл. 7.12). Справа: нетравленный шлиф, косое освещение, выступающие кристаллы с HV 0,03 $\approx$ 3800 кгс/мм². Справа: травленный шлиф, (16) табл. 2.4. Кристаллы карбидов вольфрама в матрице светлого твердого раствора дендритного строения с HV 0,02 $\approx$ 600—1000 кгс/мм². 200 : 1.

7.2.12. НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 23)

7.2.12.1. Основные положения для оценки структуры

Наиболее распространенные никелевые сплавы, применяемые для наплавки, приведены в табл. 7.13. Они содержат главным образом молибден, хром и вольфрам.

В структуре сплава типа 1 (см. табл. 7.13) образуется фаза Ni₃Me или тройная хромоникельмолибденовая σ -фаза, а также карбиды Me₆C и Me₂₃C₆. Выде-

Таблица 7.13

Химический состав, %, никельхромвольфрамовых сплавов

Тип сплава	Обозначение	Ni	C	Cr	Mo	Si	W	Fe	Твердость, HV 30, кгс/мм ²
по TGL 7253, л. 7									
1	23—300/tk	60	$\leq 0,1$	16	17	1	4	Остальное	250—350
2	23—300/t	40	$\sim 1,5$	25	—	0,5	6	25	270—350

ления этих фаз повышают износоустойчивость при работе металла в условиях ударных нагрузок и высоких температур. Поэтому отжиг на твердый раствор, как например при сварке (см. раздел 6.3), не производят. При температурах ниже 900 °С (а также при эксплуатационных нагрузках) образуются новые выделения. Для наиболее полного выделения указанных фаз рекомендуется проковка каждого наплавленного слоя и его последующая термическая обработка при 800 °С в течение 4 ч с охлаждением вместе с печью. Сплав типа 2 похож на сплав типа 1 (см. табл. 7.13), поскольку после длительной работы при повышенной температуре (например, 500 ч при 750 °С) его твердость достигает максимального значения. При таком длительном отжиге после фазы Me_2C_3 с небольшим количеством Me_3C образуется $Me_{23}C_8$ с небольшим количеством Me_7C_3 . До температуры 800 °С этот сплав имеет высокие прочностные свойства при низкой пластичности, что определяет целесообразность его применения для наплавки гнезд клапанов автомобильных двигателей.

7.2.12.2. Структура

7.50. Наплавка электродами из сплава типа 1 (см. табл. 7.13) (слева) на сталь 28CrMoV11.28 (справа) с подогревом до 450 °С. Наплавленный слой имеет структуру аустенита с мелкодендритными выделениями по границам зерен, бейнит в зоне термического влияния основного металла. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.51. То же, что и на предыдущем рисунке, но после отжига в течение 4 ч при 800 °С, охлаждение с печью. Структура наплавленного слоя характеризуется более четкими сетчатыми выделениями. Зона термического влияния основного металла имеет структуру бейнита. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

7.52. Такая же наплавка. Металл второго слоя, выделения тройной σ -фазы системы FeCrMo. 500 : 1, (16) табл. 2.4.

7.53. Газо-порошковая наплавка (нейтральное пламя) сплавом типа 2. Слева: нетравленный шлиф, косое освещение. Выступающие металлические карбиды Me_7C_3 . Справа: травленный шлиф, (16) табл. 2.4. 200 : 1.

7.54. Порошковая наплавка в защитном газе сплавом типа 2 (см. табл. 7.13) (данные см. в разделе 7.2.12.1). Слева: нетравленный шлиф, косое освещение. Выделились более мелкие металлические карбиды, чем на предыдущем рисунке. Справа: травленный шлиф, (16) табл. 2.4. 200 : 1.

7.2.13. МЕДНЫЕ СПЛАВЫ (СПЛАВЫ ГРУППЫ 30)

7.2.13.1. Основные положения для оценки структуры

Применяемые для наплавки сплавов этой группы присадочные металлы приведены в табл. 7.14.

Таблица 7.14

Медные и легированные медью присадочные металлы

Тип сплава	Обозначение	Химический состав, %	См. раздел
1	S—CuAg	99 Cu, 1 Ag	6.2.1.1
2	S—CuSi	96 Cu, 4 Si	6.2.1.1
3	S—SnBz (S—CuSn6)	93 Cu, 6 Sn, 0,4 P	6.2.3.1
4	CuAl8Fe	88 Cu, 8 Al, 4 Fe	6.2.4.1
5	S—CuZn40	60 Cu, 40 Zn	6.2.2.1

Структура соединения при наплавке медных сплавов на медь или на сплавы меди не отличается какими-либо особенностями по сравнению со структурой

сварных соединений и для ее оценки справедливы соображения, приведенные в разделе 6.2 (см. также данные табл. 7.14). Если же медные сплавы наплавляют на сталь, то вследствие диффузии меди из наплавленного слоя по границам зерен стали возникает опасность так называемого растрескивания под действием жидкого припоя, т. е. снижения статической и динамической прочности.

По Неппеншпиг [7.9], растрескивание стали можно предотвратить путем наплавки на нее слоя сплава NiCu30 перед наплавкой меди. До сих пор при аргоно-дуговой наплавке плавящимся электродом сплавов S—SnBz6 или S—SnBz8 и S—CuZn40 не удалось получить слоев без пор. Отсутствие пор достигается при наплавке сплавов типа 4 (см. табл. 7.14) и CuZn сплавом, содержащим $\leq 20\%$ Zn.

7.2.13.2 Структура

7.55. Наплавка в аргоне плавящимся электродом короткой дугой сплава S—SnBz6 на стальной вал из стали C45. Диаметр проволоки 1,5 мм. $I = 200$ А, $U = 15$ В, $v_s = 0,6$ м/мин, расход защитного газа (аргон) 20 л/мин, подача 4,2 мм/об, обратная полярность, основание столба дуги смещено на 25 мм от зенита, вылет электрода 18 мм. 50 : 1, нетравленный шлиф.

7.56. То же, что и в предыдущем примере. Слой S—SnBz6, представляющий собой неоднородный α -твердый раствор. Середина: зона сплавления с HV $0,02 = 1000 - 1300$ кгс/мм², внизу: основной металл сталь C45. 200 : 1, (22) табл. 2.4.

7.57. То же, что и в предыдущих примерах. Слой бронзы с порой. Середина: ледебуритная зона сплавления с выделившимися мелкими, круглыми частицами меди, а непосредственно у перехода располагается узкая оторочка с весьма тонкопластинчатым перлитом и цементитом. Внизу: сталь C45, зона перегрева. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

7.3. МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ПРИСАДОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

7.3.1. МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ ПОРОШОК

Пригодность металлического порошка для наплавки определяется формой его зерен, гранулометрическим составом и состоянием поверхности. Для подачи в зону наплавки более предпочтительны порошки с круглыми частицами, чем с остроугольными. При наплавке газовым пламенем следует применять порошки со светлой (блестящей) поверхностью без окислов. Ниже показаны металлические порошки для наплавки. Снимки сделаны с помощью стереомикроскопа.

7.58. NiCrBSi сплав с 77% Ni, 3% B, 15% Cr, 4% Si. Порошок распылен азотом, хорошо пригоден для наплавки, поверхность частиц не окислена. 50 : 1, нетравлен.

7.59. NiCrBSi сплав с 86% Ni, 5% Cr, 4% Si, 2% B. Порошок распылен азотом, хорошо пригоден для наплавки, поверхность частиц не окислена.

7.60. NiCrBSi сплав с 67,5% Ni, 3,5% B, 15% Cr, 4% Si, 4% Fe, 5% W, 1% Al. Порошок распылен азотом в неблагоприятных условиях и окислен (преимущественно не блестящий), большинство частиц имеет неправильную вытянутую заостренную форму. Поэтому при подаче порошка возникают трудности. 50 : 1, шлиф нетравлен.

7.61. NiCrBSi сплав с 72% Ni, 3,5% B, 15% Cr, 4% Si, 4% Fe. Порошок дробильный. Подача этого порошка более затруднительна, чем распыленного. 30 : 1, шлиф нетравлен.

7.62. CrCBFe сплав с 45% Cr, 4,5% C, 1,5% B, 1% Si, остальное Fe. Порошок распылен азотом. Подача порошка может прекратиться вследствие застревания частиц в отверстиях. 50 : 1, шлиф нетравлен.

7.3.2. ДРУГИЕ ФОРМЫ ПРИСАДОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

У композиционных порошков с сердечником из иного материала, чем оболочка, металлографическим анализом можно установить структуру и количественное соотношение материалов оболочки и сердечника. Примерами могут служить реагирующий с пламенем по экзотермической реакции порошок алюминид никеля с алюминиевым сердечником и никелевой оболочкой и порошок карбида вольфрама с кобальтовым покрытием. У порошковых, трубчатых, композиционных, витых проволок, проволок с внутренним фитилем или у лент также можно определить строение, количественное соотношение и структуру составляющих их частей.

8. ТЕРМИЧЕСКАЯ РЕЗКА

8.1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРУКТУРЫ

8.1.1. ГАЗОВАЯ КИСЛОРОДНАЯ РЕЗКА

Этим способом можно резать только черные металлы. Для этого производит их местный нагрев подогревающим пламенем (ацетилен, пропан, городского газа, водорода), а затем нагретый металл сгорает в струе режущего кислорода с образованием FeO . Жидкая FeO выдувается из зоны реза*. При резке чугуна и высоколегированных сталей этот процесс возможен только при добавке в режущую струю кислорода железного порошка или флюса, так как у чугуна слишком мала температура плавления, а в зоне реза высоколегированных сталей образуются тугоплавкие окислы.

Кромки реза нагреваются выше температуры плавления. При быстром охлаждении стали с повышенным содержанием углерода или легированные стали в зонах, прилегающих к кромкам, претерпевают мартенситное превращение. Чугун в этих же зонах приобретает ледебуритно-мартенситную структуру.

Кроме того, разрезаемый металл науглероживается у кромок реза вследствие того, что он отделен от режущей кислородной струи жидкой прослойкой FeO (FeO постоянно образуется вновь и полностью не выдувается из зоны реза). Однако FeO не растворяет углерод и является для него своего рода барьером. Только железо транспортируется через эту прослойку для дальнейшего окисления. Вследствие этого жидкий металл, лежащий за прослойкой FeO , обогащается углеродом.

В самой верхней части кромок непосредственно у поверхности листа, где прослойка FeO между металлом и струей кислорода еще образоваться не может, происходит обезуглероживание. Только на определенной — правда небольшой — глубине начинается науглероживание по описанному выше механизму. В направлении к нижней поверхности листа науглероживание увеличивается и у толстых листов протекает более интенсивно, чем у тонких. С повышением содержания углерода в стали науглероживание существенно увеличивается. У сталей, содержащих более 0,3% C, у кромок реза может образоваться ледебурит.

Ширина науглероженного слоя возрастает с повышением содержания углерода в стали. Возрастает она и с увеличением скорости реза. На науглероживание влияет и род горючего газа. При резке пропаном образуется наиболее толстый, а при резке ацетиленом и водородом — наиболее тонкий науглероженный слой.

* Состав шлаков, образующихся при газовой кислородной резке, более сложен, так как наряду с FeO могут образовываться Fe_2O_3 и Fe_3O_4 . (Прим. пер.)

Легированные элементы, входящие в состав стали, реагируют с разрезаемым металлом и кислородной струей при кислородной резке по-разному. Молибден и медь насыщают кромки реза, и то время как кремний, марганец и хром выгорают. Эти явления обусловлены их большим химическим сродством к кислороду.

8.1.2. РЕЗКА ПЛАВЛЕНИЕМ В ЗАЩИТНОМ ГАЗЕ

Аргонно-дуговая резка вольфрамовым электродом (или плазменная резка)

Химический состав разрезаемого металла у кромок реза не изменяется, поскольку и состав защитной среды входит главным образом инертный газ. Характер образующихся структур примерно такой же, как в зоне термического влияния при сварке плавлением с быстрым охлаждением.

8.1.3. ПОВЕРХНОСТНАЯ СТРОЖКА УГОЛЬНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ

Для удаления корня шва с целью его подварки с обратной стороны между деталью и угольным электродом возбуждается дуга. Сжатый воздух выдувает расплавленный металл из образовавшейся ванночки между кромками. При этом не всегда удается предотвратить попадание частиц угольного электрода в жидкую ванну. Некоторые из них не выдуваются и остаются на детали. Поэтому такие сильно науглероженные слои у стали имеют ледебуритную структуру. Они покрывают поверхность канавки, располагаясь на неодинаковом расстоянии друг от друга, и делают ее поверхность шероховатой. После подварки корня образуются участки с высокой твердостью.

Без учета местного науглероживания структура вблизи кромок канавки изменяется так же, как и при дуговой сварке.

8.1.4. ПОВЕРХНОСТНАЯ СТРОЖКА АЦЕТИЛЕНО-КИСЛОРОДНЫМ ПЛАМЕНЕМ

При газовой строжке металл подвергается тепловому воздействию и науглероживается, так же как и при газокислородной резке. Науглероживание значительно меньше, чем при поверхностной строжке угольным электродом. При подварке удаленного корня шва перемещение науглероженной зоны с основным и присадочным металлом достаточно велико и участки с пиками твердости не образуются.

8.2. СТРУКТУРА ПРИ ГАЗОВОЙ КИСЛОРОДНОЙ РЕЗКЕ

St38b-2

Структура в нижней части кромок реза при различной толщине листов.

8.1. Толщина листа 50 мм. Кромка реза науглеродилась на глубину 0,15 мм. Структура в этой зоне состоит из троостита. Только за этой зоной протекают обычные для St38 перлитное и бейнитное превращения. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

8.2. Переход от структуры, образовавшейся при термическом воздействии (зверху растворение перлита), к основной структуре листа толщиной 50 мм 200 : 1, (9) табл. 2.4.

8.3. Толщина листа 12 мм. Вблизи поверхности кромок реза в результате науглероживания и быстрого охлаждения образовалась узкая мартенситная полоска. В прилегающей, ненауглероженной зоне термического влияния образовался бейнит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

8.4. Структура металла листа толщиной 12 мм, не подвергавшаяся термическому влиянию резки и состоящая из мелкозернистого феррита и перлита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

Структура в нижней части кромки реза при различной толщине листов.
8.5. Толщина листа 25 мм. Науглероживание у кромки реза (вверху) вызвало образование слоя мартенсита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

8.6. Толщина листа 60 мм. В этой зоне науглероживание повело к образованию поверхностного слоя из первичного цементита и белого мартенсита. Прилегающий нерасплавленный металл также науглеродился. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

8.7. Металл, не подвергавшийся термическому влиянию резки, со строчечной феррито-перлитной структурой. 150 : 1, (9) табл. 2.4.

Сталь C60

Структура в верхней и нижней частях кромки реза.
Толщина листа 25 мм.

8.8. В верхней части кромки слои металла, прилегающие к поверхности реза, обезуглерожены. С ними граничит образовавшаяся в результате теплового воздействия грубозернистая трооститная структура стали C60. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

8.9. В нижней части кромки металл сильно науглеродился. Образовался слой ледобурита толщиной 0,2 мм. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

8.10. Сталь, не подвергавшаяся термическому влиянию резки, со структурой, состоящей из феррита и перлита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

120Mn50

Толщина листа 30 мм.

Структура в нижней части кромки реза.

8.11. У поверхности кромки образовались углеродные карбиды. Тепловое воздействие вызвало увеличение размеров зерен и образование выделений по их границам. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

8.12. Сталь, не подвергавшаяся термическому влиянию резки: аустенитная структура. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

Чугун GGG-40

Резка с добавкой железного порошка.

Толщина стенки 150 мм.

8.13. У кромки реза образовался ледобурит. В направлении от кромки в глубину металла располагаются первичный цементит и мартенсит. Графит полностью растворился. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

8.14. Примерно на расстоянии 1 мм от кромки реза графит растворился не полностью. При охлаждении высокоуглеродистый аустенит превратился в мартенсит. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

8.15. Чугун, не подвергавшийся термическому влиянию резки: структура состоит из феррита, перлита и шаровидного графита. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

8.3. СТРУКТУРА ПРИ РЕЗКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ В ЗАЩИТНОМ ГАЗЕ

St38b-2

Структура в нижней части кромки.
Толщина листа 60 мм.

8.16. Кромка реза не науглерожена. Прикристаллизовавшийся металл, находившийся при резке в жидком состоянии, имеет видманштетгову структуру. Тепловое влияние на нерасплавленный металл такое же, как и при дуговой сварке. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

C60

8.17. Толщина листа 25 мм.

У поверхности реза в связи с высоким содержанием углерода в стали образовался мартенсит. Неуглероживания не произошло. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

120Mn50

8.18. Толщина листа 30 мм.

Нагрев при резке вызвал увеличение размеров зерен и образование выделений по их границам вблизи кромки реза. В результате этого образовались отделившиеся трещины. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

8.19. X8CrNiTi18.10. Толщина листа 25 мм. У кромки располагается металл с литой структурой. Это значит, что кромка оплавлялась. Структура нерасплавленного металла в результате нагрева не изменилась (справа). 100 : 1, (16) табл. 2.4.

8.20. Al99.5. Толщина листа 20 мм.

У кромки реза (слева) металл оплавлен. В зоне термического влияния выделились ранее растворенные интерметаллические фазы. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

8.21. AlMg3. Толщина листа 15 мм.

У кромки реза (вверху) металл оплавлен. В зоне термического влияния по границам зерен выделены Mg_2Si и $Al_6(Fe, Mn)$. Количество выделившейся внутри зерен фазы Al_3Mg_2 не намного больше, чем в основном металле, не подвергавшемся термическому влиянию резки (см. также 6.92 и 6.93). 200 : 1, (19) табл. 2.4.

8.22. Медь. Толщина листа 10 мм.

Оплавленный участок имеет ориентированную столбчатую структуру. Других изменений структуры в связи с хорошей теплопроводностью меди не произошло. 100 : 1, (6) табл. 2.4.

8.23. GG1-00. Толщина стенки 2 мм.

В результате нагрева и большой скорости охлаждения у кромки реза образовался ледобурит. К этой зоне прилегают, распространяясь в глубь металла, участки с мартенситом и более высоким содержанием перлита. В этих участках графит растворился не полностью. В самой нижней части рисунка показана структура чугуна, не подвергавшегося нагреву при резке. Наряду с ферритом и графитом в ней содержится лишь небольшое количество перлита. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

8.4. СТРУКТУРА ПРИ ПОВЕРХНОСТНОЙ СТРОЖКЕ УГОЛЬНОЙ ДУГОЙ

8.24. St52-3. Дефектный участок (неполное выдувание металла).

В этом месте жидкий науглероженный металл (вверху) неполностью выдувался из канавки. В процессе прикристаллизации образовался ледобурит, аустенит которого превратился в мартенсит (вверху). Вследствие этого науглеродился и нерасплавленный металл, поэтому рядом с ледобуритной зоной располагается участок с мартенситной структурой. Только ниже произошло обычное для стали St52 бейнитное превращение. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

8.25. St52-3. Образование нормальной структуры при правильной технологии.

Кромки без прикристаллизовавшегося металла. Жидкая фаза полностью удалена сжатым воздухом. В зоне термического влияния образовался бейнит. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

9. ПРИМЕРЫ ОБЪЯСНЕНИЯ СЛУЧАЕВ ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВАНИИ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

9.1. КРУПНЫЕ ДЕФЕКТЫ СВАРКИ НА ШЛИФЕ

9.1.1. ГАЗОВАЯ СВАРКА

9.1. Газовая сварка трубопровода. Дефекты сплавления и недостаточное сечение шва вследствие плохой подгонки концов труб. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.2. Разрушение вследствие недостаточного сечения шва при сварке с плохой подгонкой. Кроме того, в соединении имеются дефекты несплавления. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.3. Большой зазор, образовавшийся при плохой подгонке концов труб, неправильно перекрыт путем сварки промежуточной вставки. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.4. Неудовлетворительное соединение, образовавшееся в результате сварки без скоса кромок и без зазора. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.5. Разрушение соединения, выполненного без скоса кромок и без зазора. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.6. Сварка без скоса кромок, но с зазором. Корень шва не проварен. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.7. Разрушение сварного соединения с непрочным корнем шва. Сварку вели без скоса кромок, но с зазором. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.1.2. РУЧНАЯ ДУГОВАЯ СВАРКА ПОКРЫТЫМИ ЭЛЕКТРОДАМИ И СВАРКА В ЗАЩИТНОМ ГАЗЕ

9.8, 9.9. Сварка со скосом кромок, но без зазора повела к образованию дефекта в корне шва. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

9.10. Дефект в корне шва, вызванный сваркой без зазора, не мог быть исправлен при подварке, поскольку корень шва не был удален. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

9.11. Неудовлетворительная подготовка кромок и неудаление корня шва перед подваркой повели к образованию надрывов в шве. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

9.12. Подрез на левом, верхнем краю шва вследствие большой скорости ручной дуговой сварки и малого напряжения дуги. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.13. Вследствие неправильного расположения электрода (направлен только на стенку тавра) металл подки не расплавился. Соединения не образовалось. 4 : 1, (1) табл. 2.4.

9.1.3. СВАРКА ПОД ФЛЮСОМ

9.14. Смещенные слои при двусторонней сварке под флюсом. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.15. В результате сильного смещения слоев при двусторонней сварке под флюсом образовалось неудовлетворительное соединение, а зазор распространился в виде трещины в металл шва. Верхний слой имеет слишком малую глубину проплавления, так как ток был недостаточно велик. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.16. Разрушение двустороннего шва, выполненного под флюсом, вследствие несплавления обоих сильно смещенных слоев. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

9.17. Образование канала при односторонней сварке под флюсом со слишком большим зазором или при слишком малом токе. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

9.18. В результате того, что ток при двусторонней сварке под флюсом был слишком мал, канал остался в середине шва в корне обоих слоев. Слой не перекрыт. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

9.19. Слишком малое давление поджатия флюсовой подушки при односторонней сварке под флюсом явилось причиной провисания сварочной ванны. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

9.20. Слишком большой зазор явился причиной образования дефектов в корне шва при односторонней сварке под флюсом. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

9.21. Дефекты в корне шва вследствие слишком большого напряжения и слишком малого тока при односторонней сварке под флюсом. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.22. Трещина посередине шва в стыке фронтов кристаллизации. Причинами ее образования являются слишком малая скорость сварки и слишком высокое напряжение дуги. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.23. Слишком большое напряжение дуги при сварке под флюсом повело к образованию большого утолщения, дефектов сплавления и подрезов у углового шва. Зазор между листами был слишком велик. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.24. Недостаточное проплавление и подрез слоя, а также дефект сплавления вследствие слишком большой скорости сварки. Неудовлетворительная форма шва справа вследствие слишком малого напряжения и неправильного направления проволоки при сварке под флюсом. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

9.1.4. КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА ОПЛАВЛЕНИЕМ

9.25. Дефект сплавления в сварном соединении углеродистой стали. От него по границам зерен распространяются окислы. Оплавление было недостаточным. 100 : 1, нетравленный шлиф.

9.26. Крупнозернистая структура вокруг дефекта сплавления свидетельствует о слишком длительном нагреве. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.27. Пустоты в зоне соединения позволяют сделать вывод о слишком малом давлении осадки. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.1.5. КОНТАКТНАЯ ТОЧЕЧНАЯ СВАРКА

9.28, 9.29, 9.30. Поры и трещины при контактной точечной сварке сплава $AlMg_3$, образовавшиеся вследствие неправильно выбранной программы изменения тока и давления.

Верхнее фото 10 : 1, (3) табл. 2.4.

Нижнее фото 100 : 1, (19) табл. 2.4.

9.31, 9.32, 9.33. Трещины и поры при контактной точечной сварке сплава $AlMg_3Si$, образовавшиеся вследствие неправильно выбранной программы изменения тока и давления.

Верхнее фото 10 : 1, (3) табл. 2.4.

Нижнее фото 100 : 1, (19) табл. 2.4.

9.2. ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫЗВАННЫЕ ОБРАЗОВАНИЕМ МАРТЕНСИТА ВСЛЕДСТВИЕ НЕДОСТАТОЧНОГО ПОДОГРЕВА ОГРАНИЧЕННО СВАРИВАЕМЫХ СТАЛЕЙ

Неправильная технология ремонтной сварки явилась причиной разрушения оси крана из GS-60

После ремонта ось крана сломалась (фото 9.34).

Разрушение произошло по сварному шву. Сварку производили для устранения ранее образовавшейся трещины. Предварительно участок металла с трещиной не удаляли, а только проваривали. Между наплавленным и основным металлом видна несплошность. Макротравление свидетельствует о том, что ось

изготовлена из стального литья. Химический анализ показал содержание элементов, соответствующее стали марки GS-60.

Сталь GS-60 была подвергнута нормализации. В ней имеются микроскопические усадочные раковины. Вероятно, сварка производилась по микропустотам, пересекаемым поверхностью оси (фото 9.35). Сварку вели без подогрева (фото 9.36). Поэтому в зоне термического влияния стали GS-60 образовался мартенсит. Возможно, сварочные напряжения вызывали образование новых трещин в этом хрупком металле, которые распространялись по микрораковинам в зоне термического влияния (фото 9.37).

9.34. Макрошлиф места разрушения. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.35. Нормализованная сталь GS-60 с усадочной пористостью. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.36. Закалка и образование трещины в зоне термического влияния сварного соединения. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.37. Распространение трещины в закаленных участках. 100 : 1, (1) табл. 2.4.

В результате недостаточного подогрева образовались отрывы рядом со швом непосредственно после сварки.

При сварке с подкладкой подшва подкранового рельса оторвалась рядом с угловым швом. Рельсы были изготовлены из стали 58CrV4, подкладка — из стали St-38b2, присадочным металлом служили электроды KBIX/XIVs. Технологией предусматривался подогрев рельсов до 300° С.

Разрушение распространяется по зоне термического влияния рельсовой стали (фото 9.38). Структура этой зоны чисто мартенситная (фото 9.39) с твердостью 600 кгс/мм². Из этого следует, что температура подогрева была недостаточной. Структура основного металла 58CrV4, не подвергавшегося термическому влиянию сварки, состоит из перлита и феррита, выделяющегося по границам зерен (фото 9.40).

9.38. Разрушение в зоне термического влияния рельсовой стали. 2 : 1, (9) табл. 2.4.

9.39. Мартенсит в зоне термического влияния стали 58CrV4. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

9.40. Структура стали 58CrV4, не подвергавшейся термическому влиянию сварки. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Разрушение цементованного сварного шатуна

После кратковременной эксплуатации сварной шатун разрушился по шву (фото 9.41). Разрушение началось с нижней стороны штока рядом со швом. Затем трещина распространялась по металлу шва, в котором были крупные дефекты (на снимке не показаны). Возникновение трещин объясняется образованием мартенсита (фото 9.42). У поверхности металл шатуна состоял из 100%, а в середине — из 50% перлита (фото 9.43 и 9.44). Следовательно, он был цементован. Температуру подогрева следует назначать, ориентируясь на науглероживающую поверхность.

9.41. Сечение поперек шва по месту разрушения. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.42. Образование трещины вследствие закалки в зоне посадки. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.43. Структура, состоящая из 100% перлита, у поверхности шатуна. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.44. Структура, состоящая из 50% перлита в середине шатуна. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Разрушение листовых рессор в результате закалки при газокислородной резке

Одно ремонтное предприятие поставило на автобус рессоры, у которых требуемая ширина листов была получена газокислородной резкой. На плохой дороге рессора сломалась. Листы рессоры были изготовлены из стали 55SiMn7. Эта сталь при газокислородной резке должна подогреваться до 350° С, а затем обрабатываться механическим путем, для того чтобы кромки были гладкими. В данном

случае этого сделано не было. У кромки реза образовалась структура, состоящая из мартенсита и первичного цементита с твердостью 500 кгс/мм² (фото 9.45). Это благоприятствовало зарождению трещины на оставшихся бороздках и на вмятинах, образовавшихся при холодной правке листов молотком.

9.45. Термическое влияние резки у поверхности кромки реза. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Разрушение вала из стали GS-100Cr6 после исправления дефекта сваркой

Дефект литья, обнаруженный при механической обработке коренной шейки вала из стали GS-100Cr6, был исправлен холодной сваркой никелевыми электродами в виде литых прутков. Вследствие этого вместо имевшейся ранее усадочной раковины образовались более опасные трещины в зоне термического влияния легированной литой стали. В этой зоне образовались ледебурит и мартенсит, которые в связи с их большой хрупкостью не деформируются под действием сварочных напряжений.

Ниже (фото 9.46 и 9.47) показаны микроструктуры стали GS-100Cr6 до и после сварки. Этот пример свидетельствует о том, что литую сталь с высоким содержанием углерода следует подогревать даже при сварке никелевыми электродами.

9.46. Мартенсит и ледебурит в зоне термического влияния стали GS-100Cr6 повели к образованию трещин. Вверху виден непроправившийся (белый) металл шва. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.47. Основной металл GS-100Cr6, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. Структура состоит из перлита и первичного цементита, выделяющегося по границам и в вершинах зерен. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Разрушение соединений стали St140/160 со сталью St12b-2, выполненных рельсовой сваркой

Сталь St140/160 для сварки непригодна. Поэтому сварные соединения разрушаются хрупко при малых ударных нагрузках по зоне термического влияния стали St140/160 и по литому металлу шва. В этих зонах образуется мартенсит (фото 9.48—9.50). Между тем в исходном состоянии сталь имела структуру, соответствующую улучшающей термической обработке.

9.48. Мартенсит у кромки излома. Зона термического влияния стали St140/160. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

9.49. Мартенсит с трещинами в шве. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

9.50. Улучшенная структура стали St140/160, не подвергавшейся термическому влиянию сварки. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

9.3. ПОВРЕЖДЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ НАУГЛЕРОЖИВАНИЕМ В ЗОНЕ СВАРНОГО ШВА

При поверхностной строжке угольным электродом дуга погасла.

Если при поверхностной строжке дуга гаснет, то в канавке остаются частицы угольного электрода.

Случайные перерывы в горении дуги при удалении корня шва сварного соединения стали St38b-2 повели к образованию поперечных трещин в подварочном слое. На макрошлифе (фото 9.51) видно науглероживание подварочного шва. Его можно обнаружить на верхней части фото. На самом верху видна поверхность излома, которая располагается несколько ниже плоскости шлифа.

Структура подварочного слоя состоит из ледебурита и перлита с первичным цементитом (фото 9.52). Химический анализ показал, что содержание углерода составляет более 1%.

О науглероживании при поверхностной строжке угольным электродом см. также раздел 8.4.

9.51. Науглероженный подварочный слой (вверху) отличается на макрошлифе более темной окраской. Вверху видна поверхность излома, располагающаяся ниже плоскости шлифа. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.52. Структура науглероженного подварочного слоя. Слева перлит с перлитными цементитом, справа ледебурит. 2 : 1, (9) табл. 2.4.

9.53. Переход от металла основного шва (справа внизу) к подварочному слою (слева вверху). Зона перемешивания состоит только из перлита. 2 : 1, (9) табл. 2.4.

Науглероживание при газокислородной резке явилось причиной образования закалочных структур в угловых швах

В зоне термического влияния угловых швов, выполненных сваркой под флюсом, в одних и тех же местах поперечного сечения образовывались локальные участки с большой твердостью. Эти участки располагались непосредственно у конца приставного листа (фото 9.54), который вырезали газокислородной резкой без последующей механической обработки. Термическое влияние резки видно на макрошлифе. Структура у кромки реза приставного листа состоит из мартенсита (фото 9.55). Мартенсит располагается и в тех участках зоны термического влияния, где шов пересекает кромку реза.

9.54. Нижняя кромка приставного листа, подвергавшаяся термическому влиянию резки. 1 : 1, (1) табл. 2.4.

9.55. Вверху мартенсит у кромки реза приставного листа. Внизу металл у поверхности горизонтального листа с феррито-перлитной структурой. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.56. Вершина шва. Слева вверху металл шва, справа вверху закалочная зона термического влияния приставного листа на участке кислородной резки, внизу металл горизонтального листа, не подвергавшийся термическому влиянию сварки. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

Лак из искусственной смолы, нанесенный для защиты от коррозии, вызвал науглероживание при контактной точечной сварке

Сталь StZb-A2 покрывается для защиты от коррозии лаком из искусственной смолы.

Точечные сварные соединения этих листов разрушаются хрупко. Лак вызывает науглероживание металла в литом ядре, следствием чего является закалка.

9.57. Ход трещины через мартенситную и цементитную области в середине ядра. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

9.58. Ход трещины через мартенситную полосу на краю ядра точки. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

9.59. Сталь StZb-A2 содержит лишь небольшое количество цементита (структура низкого отжига). 200 : 1, (9) табл. 2.4.

9.4. ПОВРЕЖДЕНИЯ, ЯВИВШИЕСЯ РЕЗУЛЬТАТОМ СВАРКИ ЧУГУНА БЕЗ ПОДОГРЕВА ИЛИ С НЕДОСТАТОЧНЫМ ПОДОГРЕВОМ

Трещины в ремонтных сварных соединениях тормозных колодок из чугуна с пластинчатым графитом

У тормозных колодок тяжелого грузовика образовались трещины в районе отверстий. Их ремонтировали заваркой никелевыми электродами без подогрева. При этом вновь возникали трещины рядом со швом. Вследствие нагрева при сварке и быстрого охлаждения в зоне сплавления серого чугуна, из которого изготовлены колодки, образовались ледебурит и мартенсит (фото 9.60). Хрупкие закаленные участки не деформируются под действием сварочных напряжений и в них образуются трещины (фото 9.61). Металл колодок, не подвергавшийся термическому влиянию сварки, имеет структуру, состоящую из перлита и пластинчатого графита (фото 9.62).

9.60. Ледебурит и мартенсит у перехода к шву. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

9.61. Трещина на участке закалки. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

9.62. Структура металла колодок, не подвергавшегося термическому влиянию сварки. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

В ферритном ковком чугуне образовались трещины при сварке

Ступица переднего колеса трактора была отремонтирована сваркой электродами KBX1/XIVs. Поскольку сварка материала ступицы (ферритного ковкого чугуна) связана с трудностями, производили подогрев до 250° С. Соединение разрушилось со стороны чугуна по зоне сплавления, прилегающей к границе сплавления.

При сварке в зоне термического влияния ковкого чугуна образовался ледебурит (фото 9.63). В результате подогрева аустенитизированный металл превратился при охлаждении не в мартенсит, а в перлит. Однако образование ледебурита не было подавлено, вследствие чего сварочные напряжения вызвали появление трещин. Кроме того, непосредственно у перехода к металлу шва образовалась цементитная оторочка, в которой тоже возникли трещины (фото 9.64). Ковкий чугун, не подвергавшийся термическому влиянию сварки, имеет структуру, состоящую из феррита, перлита и углерода отжига (фото 9.65).

9.63. Ледебурит и сорбит в зоне термического влияния ковкого чугуна. Трещины в ледебурите. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.64. В цементитной оторочке у зоны сплавления также образуются трещины. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.65. Структура ферритного ковкого чугуна, не подвергавшегося термическому влиянию сварки. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.5. ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫЗВАННЫЕ НЕСООТВЕТСТВИЕМ ОСНОВНОГО И ПРИСАДОЧНОГО МЕТАЛЛА

В сварных швах низкоуглеродистой стали, выполненных высоколегированными электродами, могут образовываться трещины

Сварные листовые заготовки из стали St38b-2 необходимо было гнуть для окончательной сборки изделия. Эту операцию выполняли без особых трудностей, пока внезапно в отдельных швах при гнутье не стали образовываться трещины. На макрошлифах таких растрескавшихся швов (фото 9.66) были обнаружены избыточные светло протравившиеся участки. По этим участкам главным образом и распространялись трещины. Они имеют аустенито-мартенситную структуру (фото 9.67 и 9.68). Сам мартенсит слабо травится реактивом V2A. Это значит, что в нем содержится много хрома. Темные участки на макрошлифах тоже имеют мартенситную структуру. Они травятся лучше потому, что в них произошло более сильное перемешивание с основным металлом, чем в светлых. Высоколегированная аустенито-мартенситная структура образуется вследствие перемешивания углеродистой стали с хромоникелевой сталью. Проведенный на основании металлографических исследований химический анализ привел к выводу, что вместо предписанных электродов TiVills применили электроды титана Ti/CrNiNb19.9. При сварке правильно выбранными электродами повреждений сварных соединений не было.

9.66. Трещины в светло протравившихся участках металла шва. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.67. Аустенито-мартенситная структура металла шва (середина) с трещинами по границам зерен. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.68. Аустенито-мартенситная структура в крайних участках металла шва (слева сталь St38a). 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.69. Легированный мартенсит (более темно травящийся на фото 9.66) в усилении шва. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

Сварка высоколегированной стали нелегированными электродами повела к выходу из строя химического агрегата

Сварные швы облицовки из высоколегированной, аустенитной хромоникелевой стали у ректификационной колонны для уксусной кислоты в течение короткого времени эксплуатации прокорродировали столь сильно, что установка вышла из строя. У штифов, изготовленных для выяснения причин повреждения, усиления швов протравлились реактивом (1) табл. 2.4 необычно темно. Там развилась коррозия (фото 9.70). Структура в этих местах состояла из мартенсита, образовавшегося при перемешивании углеродистой стали с высоколегированной хромоникелевой сталью (фото 9.71). Таким образом усиление, очевидно, было наплавлено нелегированными электродами. Вследствие этого металл шва был легирован недостаточно, для того чтобы противостоять коррозии в процессе эксплуатации.

9.70. Коррозионное воздействие в темно протравленном усилении. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

9.71. Прокорродировавшее усиление имеет мартенситную структуру. 200 : 1, (9) табл. 2.4.

Коррозия вследствие неправильного выбора электродов

Низ (фото 9.72 и 9.73) показаны сварные соединения труб из стали $X8CrNiMoTi18.11$, которые были установлены в химическом реакторе. После короткого времени эксплуатации была обнаружена сильная коррозия сварных швов.

Корень шва (фото 9.72) не проварен из-за плохой подготовки кромок (смещение труб). В шве, в участках перехода к основному металлу, видны темно протравившиеся области. Сильно прокорродировавший шов (фото 9.73) имеет после травления тоже необычно темный цвет. Темно травившиеся участки металла шва являются местами с мартенситной или феррито-перлитной структурой (фото 9.74). Таким образом, наряду с высоколегированными аустенитными электродами из хромоникелевой стали, соответствующими материалу труб, при сварке применяли также и электроды из нелегированной стали. Это объясняет неудовлетворительную коррозионную стойкость сварных швов.

9.72. Неудовлетворительное проплавление вследствие плохой подгонки. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.73. Сильно прокорродировавший шов. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.74. Мартенсит (середина) в аустенитном металле шва (справа и слева) сварного соединения, показанного на фото 9.72. Структура темно протравившихся участков. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.75. Мартенсит у края металла шва сварного соединения, показанного на фото 9.73, образовавшийся в результате перемешивания нелегированного электродного металла с высоколегированной трубной сталью. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

9.76. В середине сварного шва, показанного на фото 9.73, наряду с мартенситом содержится феррит и перлит. 200 : 1, (16) табл. 2.4.

Замена стали $X8CrNiTi18.10$ сталью $X20Cr13$ привела к разрушению вентилей рядом со сварным швом

После сварки были обнаружены трещины в трубе предохранительного вентилей. Труба должна была быть изготовлена из аустенитной стали $X8CrNiTi18.10$ и соединялась с фланцем газовой сваркой с использованием присадочного металла такого же химического состава. Соединение разрушилось рядом со сварным швом. Структура металла трубы в месте разрушения была, как ожидалось, не аустенитной, а мартенситной (фото 9.77). В мартенсите образовались трещины (фото 9.78).

У перехода к шву в металле трубы образовались крупные зерна феррита. Такая структура (фото 9.79) типична для высоколегированной хромистой стали. Последующий химический анализ показал, что вместо трубы из стали

$X8CrNiTi18.10$ была использована труба из стали $X20Cr13$. Большое тепловложение и вызванные этим высокие напряжения при газовой сварке явились причиной разрушения по закаленной зоне хромистой стали.

9.77. Кромка лезвия у перехода к шву. Трубная сталь, подвергшаяся тепловому влиянию сварки, имеет мартенситную структуру. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.78. Трещины в мартенсите зоны термического влияния трубной стали. Аустенитный металл шва не протравлен. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.79. Крупные зерна феррита в зоне термического влияния трубной стали у перехода к металлу шва (справа). 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.6. ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫЗВАННЫЕ ПРИВАРКОЙ АВТОМАТНОЙ СТАЛИ

Штифты, приваренные к трубам, отломались

У ошрифтованных труб из стали $15Mo3$ штифты отламывались вблизи поверхности соединения при очень малых нагрузках. Металл штифтов известен не был.

При металлографическом исследовании было обнаружено необычно большое количество неметаллических включений в зоне соединений (фото 9.80). Кроме того, в шве образовались трещины и несплошности металла (фото 9.81). Источником неметаллических включений был металл штифтов (фото 9.82). Автоматные стали содержат большое количество неметаллических составляющих. Проведенный химический анализ штифтов показал, что они изготовлены из автоматной стали 9S20, содержащей 0,21% серы. Такие стали при сварке склонны к раскисливанию.

9.80. Необычно большое количество неметаллических включений, а также трещины в зоне соединения. Внизу труба, сверху штифт. 50 : 1, не травленный штифт.

9.81. Разрыв и трещины внутри шва. 50 : 1, не травленный штифт.

9.82. Загрязнения в металле штифтов. 100 : 1, не травленный штифт.

Дефекты в измерительном трубопроводе, вызванные приваренным ниппелем из автоматной стали

При контрольных испытаниях измерительного трубопровода высокочувствительной установки были выявлены дефекты в местах приварки ниппелей (фото 9.83). Металлографическим анализом установлено большое количество неметаллических включений в металле ниппелей, свидетельствующих о том, что ниппеля изготовлены из автоматной стали (фото 9.84). Соответственно и металл шва содержал большое количество включений и дефектов (фото 9.85). Последующий запрос поставщика подтвердил предположение, что ниппеля изготовлены из автоматной стали. Их надлежало заменить новыми из хорошо свариваемого металла.

9.83. Дефекты в сварном шве соединения ниппеля (слева). 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.84. Металл ниппеля содержит необычно большое количество неметаллических включений. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.85. В металле шва, кроме большого количества неметаллических включений, имеются дефектные места. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.7. КОРРОЗИОННЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ

Нагрев при сварке вызвал склонность к межкристаллитной коррозии

На химическом предприятии трубопровод из аустенитной хромоникелевой стали разрушился рядом со сварным швом. Металлографическое исследование показало, что содержащаяся в нем среда проникла по границам зерен в зоне термического влияния. Химическим анализом было установлено, что металл

трубы был в недостаточной степени стабилизирован. В нем почти не содержалось титана. Поэтому нагрев при сварке мог вызвать склонность к межкристаллитной коррозии (фото 9.86 и 9.87).

В результате межкристаллитной коррозии разрушился сварной барабан стиральной машины

Внутренний барабан стиральной машины разорвался на участке сварного шва через несколько часов эксплуатации.

После ремонтной сварки шов разрушился вновь через короткое время. Барабан был изготовлен из стали X8CrMoTi17, присадочным материалом служила проволока X5CrNiMoNb19.11.

Сварку вели вольфрамовым электродом в аргоне. Металлографическими исследованиями установлена межкристаллитная коррозия на участке перегрева металла рядом со швом (фото 9.88). Химический анализ показал, что сталь была недостаточно стабилизирована. Она содержала только 0,18% Ti при 0,11% C. В соответствии с требованиями TGL7143, для обеспечения стойкости против межкристаллитной коррозии содержание титана должно быть, по крайней мере, в 7 раз выше содержания углерода. Следовательно, причиной повреждения является неправильный выбор стали для данных условий работы конструкции.

9.86. Межкристаллитная коррозия в зоне термического влияния. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.87. Распространение межкристаллитной коррозии внутри металла. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.88. Разрушение твердого раствора вследствие межкристаллитной коррозии на участке перегрева зоны термического влияния. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

Ножевая коррозия в резервуаре из лакированной стали

Резервуар из стали St52-3, лакированный сталью X8CrNiTi18.8, после сварки был отожжен при 540° С в течение 25 ч для снятия напряжений. При более высоких температурах отжигать его было нельзя в связи с возможной диффузией углерода из стали St52. Поэтому длительность отжига была принята равной 25 ч.

Было установлено, что резервуар поврежден межкристаллитной коррозией в лакирующем материале рядом со сварным швом (фото 9.89). В этой области сварного соединения карбиды титана растворились в результате перегрева при сварке. Быстрый теплоотвод в конструкционную сталь St52, лежащую под лакирующим слоем, привел к тому, что титан и углерод зафиксировались в растворе в результате переохлаждения. Поэтому при отжиге образовались карбиды хрома и металл этой области стал чувствительным к межкристаллитной коррозии. Карбид титана образуется только при более высоких, в данном случае не применявшихся, температурах. Исключение отжига для снятия напряжения позволяет устранить этот недостаток.

9.89. Межкристаллитная ножевая коррозия в зоне перегрева непосредственно рядом со швом. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

Межкристаллитная коррозия под напряжением стали X8CrNiMoTi18.11, вызванная сварочными напряжениями

В одной химической установке были обнаружены повреждения сварных трубных колец (фото 9.90). Эксплуатацию агрегата пришлось прекратить. Анализ шлифов (фото 9.91 и 9.92) показал, что между зернами металла, имеющего структуру аустенита с небольшим количеством δ-феррита, проходят трещины. Они образуются в тех местах, где возникают внутренние напряжения при сварке или при холодной правке. Таким образом дефекты сварных соединений вызваны коррозией под напряжением. Выбор более рациональной конструкции трубного кольца и исключение операции последующей правки позволили получить соединения хорошего качества.

9.90. Повреждения металла в области сварного шва. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.91. Межкристаллитное распространение трещины. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.92. Отставление межкристаллитной трещины у перехода к сварному шву. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

Коррозия под напряжением в магистральном трубопроводе из стали X10CrNiWVTa17.15

В магистральном трубопроводе образовались трещины в области сварных швов. Они располагаются всегда со стороны внутренней стенки трубы в напряженной зоне, образовавшейся при сварке (фото 9.93 и 9.94).

В муфте, деформированной в холодном состоянии, также имелись трещины (фото 9.95). Во всех случаях трещины имели межкристаллитный характер независимо от теплового воздействия и структуры. В трубопроводе находилась соленоватая вода, которая вместе с неочищенным газом и сварочными напряжениями вызвала коррозионное растрескивание под напряжением.

9.93. Трещины на внутренней стенке трубы в напряженной зоне шва. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

9.94. Трещины в металле трубы рядом со швом. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

9.95. Трещины на внутренней стенке муфты, деформированной в холодном состоянии. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.96. Распространение трещины в стенке трубы. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.8. ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫЗВАННЫЕ ТРЕЩИНАМИ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН В ЧИСТО АУСТЕНИТНОМ МЕТАЛЛЕ ШВА

Разрушение гидромельницы из аустенитной хромоникелевой стали

В металле сварных швов разрушившейся гидромельницы при металлографическом исследовании не было обнаружено феррита. Уже при затверждении в них образовались межкристаллитные трещины (фото 9.97).

В ферритсодержащем металле шва трещины не образовывались.

Образование неплотностей в сварных корпусах вентиляей

У неплотных корпусов вентиляей из высоколегированной хромоникелевой стали при металлографическом исследовании были обнаружены межкристаллитные микротрещины в металле швов (фото 9.98).

δ-феррит в металле швов отсутствовал. Частично трещины распространялись от корня угловых швов до поверхности (фото 9.99). Через них могла просачиваться среда, находившаяся внутри корпуса. Аустенитная структура образовалась потому, что чисто аустенитную сталь сваривали вольфрамовым электродом в аргоне без присадочного металла.

9.97. Межкристаллитная микротрещина в металле шва, наплавленном электродами из хромоникелевой стали, не содержащей δ-феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.98. Микротрещины по границам зерен в чисто аустенитном металле шва, не содержащем δ-феррита. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.99. Проникающая трещина берет начало у зазора в корне шва. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.9. ОХРУПЧИВАНИЕ АУСТЕНИТНОГО МЕТАЛЛА ШВА, СОДЕРЖАЩЕГО ФЕРРИТ, В РЕЗУЛЬТАТЕ ВЫДЕЛЕНИЯ σ-ФАЗЫ

При демонтаже газовой турбины в результате непредусмотренных ударов приваренные лопатки разрушались по сварным швам. Они были изготовлены из стали X10CrNiWVTa17.15, а вал — из стали X22CrMoV12.1. Ручную дуговую сварку вели электродами X8CrNiWVNb18.8. Перед сваркой лопатки были подвергнуты диффузионному отжигу по заданному режиму. После сварки с целью

состаривания материала доплаток соединение было отпущено при 760° С в течение 10 ч. Турбина работала около 1000 ч при температуре 580° С.

При металлографическом исследовании выяснилось, что большая часть содержащегося в металле шва δ-феррита превратилась в хрупкую σ-фазу FeCr (фото 9.109). В состоянии непосредственно после сварки металл шва X8CrNiWVNb18.8 содержит около 10% (объемн.) феррита. В нем особенно быстро выпадает σ-фаза, образующаяся при 600—900° С в сталях, содержащих большое количество хрома. Поэтому ударная вязкость металла шва при комнатной температуре снизилась до 1,5 кгс/см². В чисто аустенитном металле шва (и в деформированном металле) σ-фаза выделяется значительно медленнее.

9.100. σ-фаза, образовавшаяся в металле шва из δ-феррита. Путем идентификационного травления она выплывает из поверхности шлифа и кажется поэтому более темной. 300 : 1, (5) табл. 2.5.

9.10. ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КИСЛОРОДСОДЕРЖАЮЩЕЙ МЕДИ

Загрузочные карбидные барабаны разрушились рядом со сварными швами

Металлографические исследования разрушившихся загрузочных барабанов карбидных печей показали, что применявшаяся для их изготовления медь содержала 0,1% кислорода.

На нетравленном шлифе (фото 9.101) видны включения Si₂O в основном металле. Нагрев при сварке повел к растворению Si₂O и вторичному (при охлаждении) выделению эвтектики Cu—Si₂O (фото 9.102), в результате чего металл охрупчился. Кроме того, в нагретый металл диффундировали окись углерода (образующаяся как промежуточный продукт реакции горения при газовой сварке) или водород из промышленной атмосферы и восстанавливали Si₂O. В результате образовывались пустоты (фото 9.102) и трещины (фото 9.103). Обращает на себя внимание то, что выделений Si₂O вокруг трещины нет (фото 9.103). Трещины распространяются по местам существовавших ранее скоплений окислов. Это явление называют «водородной болезнью» (см. также раздел 6.2).

9.101. Закись меди в основном металле (0,1% O₂). 100 : 1, нетравленный шлиф.

9.102. Образование эвтектики Cu—Si₂O в зоне термического влияния (слева) и местное восстановление Si₂O. Вследствие этого возникли пустоты (справа). 100 : 1, нетравленный шлиф.

9.103. Трещины в результате образования CO₂ или H₂O при восстановлении Si₂O. 100 : 1, нетравленный шлиф.

Сварной резервуар из R—Cu99,7, содержащий 0,08% O₂, разорвался рядом со сварным швом

В одном химическом аппарате разорвался сварочный сосуд из меди рядом со сварным швом. Металлографическое исследование места повреждения показало, что медь содержала 0,08% O₂ (фото 9.104). Химическим анализом установлено, что по своему составу она соответствовала меди марки R—Cu99,7, у которой такое содержание кислорода допускается TGL14708. Однако кислородсодержащая медь непригодна для сварки, так как в зоне термического влияния по границам зерен и у их вершин выделяется хрупкая эвтектика Cu—Si₂O (фото 9.105). Это ведет к образованию трещин по границам зерен (фото 9.106). Происходит местное восстановление Si₂O протиффундированным водородом и окисью углерода, образующейся при газовой сварке, в результате чего возникают пустоты (фото 9.107). При сварке бескислородной меди (S—Cu) эти явления не наблюдаются.

9.104. Медь содержит большое количество Si₂O (темные точки). 100 : 1, (22) табл. 2.4.

9.105. В зоне термического влияния образовалась эвтектика Cu—Si₂O. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

9.106. Трещины на участке образования эвтектики в зоне термического влияния. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

9.107. Пустоты в зоне термического влияния, образовавшиеся вследствие восстановления Si₂O. 100 : 1, (22) табл. 2.4.

9.11. ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ НЕБЛАГОПРИЯТНЫМ СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА

Неаустенитизированная высокомарганцевая аустенитная сталь разорвалась рядом со швом

В экскаваторном производстве при сварке высокомарганцевой аустенитной стали со сталью St38 возникали трещины, распространявшиеся по зоне термического влияния высокомарганцевой стали (фото 9.108).

Исследование структуры показало, что эта сталь не была подвергнута надлежащей аустенитизации. Она содержит наряду с аустенитом троостит и мартенсит (фото 9.109 и 9.110). Эти твердые составляющие не деформируются под действием больших сварочных напряжений (сварка дисковой плиты из стали St38 и заготовку из аустенитной стали) и по ним проходят трещины. У стали, подвергнутой надлежащему отжигу, трещин рядом со швом не было.

9.108. Трещины в зоне термического влияния аустенитной высокомарганцевой стали (справа). Дефект в стали St38 b-2 (слева) образовался при вырезке образца. 2 : 1, (1) табл. 2.4.

9.109. Распространение трещины по трооститным и мартенситным участкам. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.110. Троостит и мартенсит в высокомарганцевой стали, не подвергнутой тепловому влиянию сварки, свидетельствуют о недостаточной аустенитизации металла. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

Расстреливание стареющего никелевого сплава, сваренного в литом состоянии

При электронолучевой сварке стареющего никелевого сплава NiCr20Ti3Al в зоне термического влияния образовались трещины по границам зерен (фото 9.111). Границы зерен густо покрыты выделениями (фото 9.112). Это обстоятельство, а также крупнозернистость сплава привели к заключению, что он сваривался в литом состоянии. Скорость охлаждения была мала, вследствие чего образовались обнаруженные выделения. Состарившийся металл не мог деформироваться под действием сварочных напряжений. Отжиг при 1080° С в течение 8 ч обеспечил хорошую свариваемость.

9.111. Трещина по границам зерен в зоне сплавления (справа). 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.112. Выделения по границам зерен крупнозернистого металла. 100 : 1, (16) табл. 2.4.

9.12. УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ, ВЫЗВАННОЕ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В ОБЛАСТИ СВАРНОГО ШВА

В главном трубопроводе горячего пара образовалась трещина по приваренному патрубку. Исследование показало, что стенка главного трубопровода в месте приварки патрубка не была подвергнута вытяжке (фото 9.113). Поэтому рядом со швом образовались надрезы и зона концентрации напряжений. В процессе эксплуатации возникали вибрации. Вследствие плохой конструкции места

соединения под действием вибрации образовались усталостные надрывы в зоне концентрации напряжений рядом со сварным швом. Они распространялись по прослойкам доэвтектоидного феррита в зоне перегрева и в шве (фото 9.114 и 9.115), так как феррит является наиболее мягкой структурной составляющей.

Одновременно в трещины проникал кислород и реагировал со свежими поверхностями излома.

9.113. Трещина усталости, берущая начало в зоне сплавления. Слева: стенка главного трубопровода; справа: стенка патрубка. 3 : 1, (1) табл. 2.4.

9.114. Начало трещины и ее распространение в доэвтектоидном феррите зоны перегрева. Пластическая деформация отсутствует. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

9.115. Выход трещины. 100 : 1, (9) табл. 2.4.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

Раздел 2. Техника металлографии

- 2.1. Chudoba J. Elektro-erosive Metallbearbeitung. Schriftenreihe des Verlages Technik, Bd. 94, Berlin: VEB Verlag Technik 1953.
- 2.2. Ilgen L. Freiburger Forschungshäfte B 111 (1965) S. 53—71.
- 2.3. Jacquet P. A. Met. Rev. 1 (1956), S. 151—238.
- 2.4. Johnsohn C. Metallographic Sample Preparation. AB Metal—Digest 8 (1962).
- 2.5. Lihl F.; Mayer H., Z. Metallkunde 51 (1960) S. 186—190.
- 2.6. Winterstein H., Gramzow B.: Herstellung von Mikroschliffen durch chemisches Polieren. Schweißtechnische Informationen der ZISM506—72.
- 2.7. Petzow G.; Gessner L., Hölscher D. Z. Metallkunde 53 (1962), S. 535—540.
- 2.8. Ilgen L.; Müller E. Freiburger Forschungshäfte B—111 (1965) S. 73—86.
- 2.9. Rasmussen E.: Polishing with Diamond — A Quick and Inexpensive Metallographic Polishing Method. Ingeniren I (1957) International Edition No. 2.
- 2.10. Mc Tegar G. W. J.: The Electrolytic and Chemical Polishing of Metals. London, New York: Pergamon Press 1956.
- 2.11. Reinacher G. Berg und Hüttenmänn. Monatsh. 109 (1964), S. 62—65.
- 2.12. Petzow G. Freiburger Forschungshäfte B141 (1969), S. 23 u. 24.
- 2.13. Oettel W.: Grundlage der Metallmikroskopie. Leipzig Akad. Verlagsgesellschaft Geest & Porting KG 1959.
- 2.14. Habraken L., Brouwer J. L. de: De Ferri Metallographia, Bd I, Brüssel: Presses Academiques Europeennes S. C. 1966.
- 2.15. Herzog F.: Polarisationsinterferometrische Methoden in der Auflicht—Mikroskopie und insbesondere in der Werkstoffprüfung. Industrie—Anzeiger (1962) Nr. 60.
- 2.16. Nomarski G., Weill A. R. Rev. de Metallurgie L II (1955), S. 121—134.
- 2.17. Bernhardt W. Neue Hütte 11 (1966) S. 167—170.
- 2.18. Maciejay A. Bergakademie 3 (1958), S. 30 u. 31.
- 2.19. Schneider G. Bergakademie 11 (1959), S. 448—492.
- 2.20. Reinacher G. Freiburger Forschungshäfte B141 (1969), S. 7—22.
- 2.21. Schumann H.: Metallographie. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie (1967) S. 52ff.
- 2.22. Just J., Altgeld W. Z. Metallkde. 52 (1961), S. 410—413.
- 2.23. Rostocker W., Dvorak Y. R.: Interpretation of Metallographic Structures. New York, London: Academic Press 1965.
- 2.24. Fischmeister H. F. Prakt. Metallographie 2 (1965) S. 251—263.
- 2.25. Diergarten H.: Gefügerichtreihen im Dienste der Werkstoffprüfung. 3. Aufl. Düsseldorf: Deutscher Ingenieur—Verlag GmbH 1951.
- 2.26. Knuth—Winterfeld, E.: Korttidsmetoder til metallografisk Elektro—polering ved Stuetemperatur. København: C. A. Reizels Forlag 1952.
- 2.27. Bassi G. Z. Metallkunde 52 (1961), S. 140—142.
- 2.28. Hanke S., Schreck K. Wiss. Zeitschrift der Hochschule für Elektrotechnik Jümenau (1958) S. 287—302.
- 2.29. N. N. Industrieblatt 57 (1957), S. IIT 112.

2.30. Reinacher G. Z. Metallkde. 48 (1957), S. 162—170.

2.31. Beckert M., Klenau H.: Handbuch der metallographischen Ätzverfahren. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie 1962.

Дополнительная литература

Лаборатория металлографии. М., «Металлургия», 1965. 439 с. Авт.: Е. В. Панченко, Ю. А. Скаков, Б. И. Кример и др.

Раздел 3. Общие основные положения для оценки структуры сварных соединений

- 3.1. Wittke K. Schweißtechnik 16 (1966), 4, S. 158—164.
- 3.2. Wittke K. Schweißtechnik 15 (1965), 6, S. 278 u. 279.
- 3.3. Дятлов В. И., Абрамов М. А., Шнейдер Б. И. — «Автоматическая сварка», 1967, № 1, с. 26.
- 3.4. Шаманин М. В., Петров Г. А. — «Автоматическая сварка», 1968, № 1, с. 1—4.
- 3.5. Savage W. F., Lundin C. D., Aronson A. H. Welding Journal 44 (1965) 4 S. 175S 181S.
- 3.6. Savage W. F., Aronson A. H., Troy N. Y. Welding Journal 45 (1966), 2, S. 85S—89S.
- 3.7. Endtler H.: Fachkunde für Schweißer. Band 2: Zusatzausbildung im Schweißen des Stahls. Berlin. VEB Verlag Technik 1972.
- 3.8. Gilde W.: Die wichtigsten Zustandsdiagramme für die Schweißtechnik. Halle. ZIS 1968. Technisch—wissenschaftliche Abhandlung Nr. 54.
- 3.9. Rose A., u. a. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Teil II. Verlag Stahlisen mbh Düsseldorf 1961, II—101D.
- 3.10. Rose A.: Schweißbarkeit und Umwandungsverhalten der Stähle. Köln und Opladen: Westdeutscher Verlag 1965.
- 3.11. Seiffarth P. Schweißtechnik 19 (1969) 12, S. 529—533.
- 3.12. Seiffarth P. Schweißtechnik 20 (1970), I, S. 13—20.

Раздел 4. Структура сварных соединений сталей

- 4.1. Herden G.: Schweiß — und Schneidtechnologie. Berlin: VEB Verlag Technik 1969.
- 4.2. Koch H.: Handbuch der Schweißtechnologie—Lichtbogenschweißen. Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik, 1961.
- 4.3. Hanemann H., Schrader A.: Atlas Metallographicus. Bd. I. Kohlenstoffstähle. Berlin: Gebrüder Bornträger Verlag 1933.
- 4.4. Habraken L., Brouwer J. — G. de: De Ferri Metallographia, Bd. I. Grundlagen der Metallographie. Bruxelles: Presses Academiques Europeennes S. G. 1966 Bd. 2. Gefüge der Stähle von Schrader, A., Rose, A. Düsseldorf, Verlag Stahlisen mbh. 1966. Bd. 3. Erstarrung und Verformung der Stähle von Pokorný, A., Pokorný, Y. Paris Nancy. Editions Berger—Lecraut 1967.
- 4.5. Schumann H.: Metallographie. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie 1967.
- 4.6. Атлас макро- и микроструктур сварных соединений. Москва—Киев. Машиз, 1961. 120 с. с ил. Авт.: Ю. Б. Малевский, В. Ф. Грабин, Г. Ф. Даровский, Г. И. Нарфесса.
- 4.7. Hansen M., Anderko K.: Constitution of Binary Alloys. New York: MacGraw—Hill Book Comp. 1958.
- 4.8. Houdrenont E.: Handbuch der Sonderstahlkunde. Berlin Göttingen, Heidelberg: Springer—Verlag 1956.
- 4.9. Merica P. D.: Constitution of Nickel—Iron—Alloys. Amer. Soc. Metals Handbook, 1936, New York, S. 271—273.
- 4.10. Schaeffler A. L. Metal Progress 56 (1949) 11, S. 680.
- 4.11. Leinhos E., Mechanische Eigenschaften und Gefügeusbildung von mit

Chrom und Nickel legiertem Schweißgut. Freiburger Forschungsheft Nr. B. 114. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie 1966.

4.12. DeLong W. T., Ostrom, G. A., Szumachowski E. R.: Welding Journal (1956), S. 521S—528S.

Дополнительная литература

Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке. Атлас. М., «Наука», 1972. 219 с.

Раздел 5. Структура сварных соединений чугуна

5.1. TGL 14400 Gußeisen mit Lamellargraphit, unlegiert.

5.2. TGL 15477 Blatt 3: Metallographische Bestimmung des Gefüges von Gußwerkstoffen auf Eisen-Kohlenstoffbasis. Gußeisen im Gußzustand und getempert.

5.3. TGL 8189 Gußeisen mit Kugelgraphit, unlegiert.

5.4. TGL 10327 Gießereisewesen, Temperguß. Technische Lieferbedingungen.

5.5. Hanemann H., Schrader A. Atlas Metallographicus Bd. II. Gußeisen. Berlin: Springer-Verlag 1958.

5.6. Piwowarski E. Hochwertiges Gußeisen. Berlin. Göttingen, Heidelberg: Springer-Verlag 1958.

5.7. Patterson W. Gußeisen — Handbuch, Düsseldorf: Gießerei-Verlag GmbH 1963.

Раздел 6. Структура сварных соединений цветных металлов

6.1. Altenpohl D.: Aluminium und Aluminiumlegierungen. Berlin: Springer-Verlag 1965.

6.2. Hanemann H., Schrader A.: Atlas Metallographicus, Bd. III Aluminium, Teil I. Binäre Legierungen. Berlin: Gebrüder Bornträger Verlag 1941.

6.3. Hanemann H., Schrader A.: Atlas Metallographicus, Bd. III. Teil. 2: Ternäre Legierungen der Aluminiums. Düsseldorf: Verlag Stahleisen mbH 1952.

6.4. Schumann H.: Metallographie. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1967.

6.5. TGL 14708 Kupfer, Sorten, Zusammensetzung.

6.6. TGL 14908 Weich- und Hartlot-Schweißzusatzwerkstoffe für NE-Metalle — Hartlote und Schweißzusatzwerkstoffe auf Kupferbasis.

6.7. Schweißen und Brennschneiden von Kupfer und Kupferlegierungen. Berlin und Düsseldorf: Deutscher Kupferinstitut e. V. 1963.

6.8. Messing. Berlin: Deutsches Kupferinstitut e. V. 1965.

6.9. Legierungen des Kupfer mit Zinn, Nickel, Blei und anderen Metallen. Berlin und Düsseldorf: Deutscher Kupferinstitut e. V. 1965.

6.10. Anonym: Nickel und nickelreiche Legierungen. Nickel-Berichte, Düsseldorf 22 (1964) 9, S. 291—300.

6.11. Anonym: Schweißen von Nickel und Nickellegierungen Informationschrift der Fa. Henry Wiggin & Co., Birmingham, Großbritannien.

6.12. Hinde Y., Thorneycroft D. R.: Schweißen von Nickel und Legierungen hohen Nickelgehaltes mit Schutzgasschweißverfahren. Informationsschrift des Nickel-Informationsbüros GmbH, Düsseldorf.

6.13. Anonym: Metallkundliche Vorgänge beim Schweißen von Nickel und Nickellegierungen. Informationsschrift des Nickels-Informationsbüros GmbH, Düsseldorf.

6.14. Anonym: Nickel-Kupfer-Legierungen. Informationsschrift des Nickel-Informationsbüros GmbH, Düsseldorf.

6.15. Horn V., Zis.—Mitt. 9 (1967) 3, S. 358—364.

6.16. Anonym: Warmfeste Wiggins-Werkstoffe Informationsschrift der Fa. Henry Wiggin & Co., Birmingham, Großbritannien.

6.17. Horn C. Zis.—Mitt. 4 (1972), 8, S. 733—744.

6.18. Weigand G. H. Stahl und Eisen 80 (1960), S. 175—182. und 327—334.

6.19. Zwicker U. Z. Metallkunde, 47 (1956), S. 535—548.

6.20. Schreiter W.: Seltene Metalle. Bd. 3. Tantal, Tellur, Thallium, Thennium, Titan, Uran, Vanadium, Wolfram, Yttrium, Zirkonium, Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie 1962.

6.21. Staudel H.: Werkstoffe — Handbuch Nichtisenmetalle. Düsseldorf, VDI-Verlag 1960.

6.22. Hansen M.: Constitution of Binary Alloys. New York, Toronto, London: MacGraw-Hill Book Co 1958.

6.23. Buhan, W., Fahrenhorst E.: Metallographie des Magnesiums und seiner technischen Legierungen. Berlin Göttingen, Heidelberg: Springer-Verlag 1949.

Дополнительная литература

Шоршоров М. Х., Мешеряков В. Н. Фазовые превращения и изменения свойств сплавов титана при сварке. М., «Наука», 1973. 160 с.

Раздел 7. Структура наплавов

7.1. Herden G., Kretzschmar E. ZIS—Mitt (1960), S. 412—472.

7.2. Wellinger K., Uetz H. Schweißen und Schneiden 11 (1959) 12.

7.3. Ткачев В. Н., Фиштейн В. М. — «Автоматическая сварка», 1964, № 11, с. 57—64.

7.4. Müller T. H.: Sonderlegierungen für Auftragschweißungen. Heft 27 «Aus der Praxis der Schweißtechnik» Halle: Carl Marhold-Verlag 1954.

7.5. Kieffer R., Schwarzkopf P.: Hartstoffe und Hartmetalle. Wien: Springer-Verlag 1953.

7.6. Mott B. W. Die Mikrohärtprüfung. Stuttgart: Verlag Berliner Union.

7.7. Köhlmann R. Schweißtechnik (1961) 7, S. 317—319.

7.8. Kalenski W. K.: Legierung Ch 25 N 40 W6 für die Auftragschweißung von Ventilen der Lastkraftwagen. Vortrag (unveröffentlicht).

7.9. Hennemann K. Z. Metallkunde 59 (1968) 10, S. 762—769.

7.10. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Вереникина Л. Е., Щербакова В. С., Купкумели Е. Г. — «Автоматическая сварка», 1968, № 12, с. 26—30.

7.11. Bäuml A., Adamitsch W. Chemie—Ing. Techn. (1949), 1 u. 2, S. 22—23.

7.12. Knotek, O., Steine, H. T.: Die Reaktion in Schichten von aufgespritztem Metallpulver. Vortrag zur Internationalen Metallspritzkonferenz, Paris, Sept, 1970 (als Manuskript Gedruckt).

7.13. Плазменная наплавка в энерго- и арматуростроении. Научно-исследовательский институт информации тяжелого, энергетического и транспортного машиностроения (НИИИформтяжмаш), 1960, 10—70 2.

7.14. Kieffer R., Benesovski F.: Hartstoffe. Wien: Springer-Verlag 1963.

Раздел 8. Термическая резка

8.1. Horn H. A.: Brennschneiden. Berlin, Göttingen, Heidelberg: Springer-Verlag, 1951.

8.2. Hofe H. Von, Wirtz H.: Derzeitiger Stand der Kenntnisse über den Ablauf des Brennschneidvorganges. Haus der Technik (1968) 177, S. 4—14.

8.3. Krahe, J., Müller F. Archiv f. d. Eisenhüttenwes. 89 (1968), 5, S. 347—351.

8.4. Schönherr W. Z. Schweißtechnik 58 (1968), S. 273—285.

8.5. Krahl, A. Blech 16 (1969), 8, S. 384—390.

8.6. Ruge J. Kaltverformbarkeit brengeschnittener Bauteile. Haus der Technik (1968), 177, S. 23—27.

8.7. Jahre H. ZIS—Mitt. 10 (1968) 8, S. 1296—1309.

Основные материалы

Al99.5, TGL 14712, 76, 81, 113, 135
AlMg3, TGL 14725, 80, 83, 135
AlMg3Si, TGL 14725, 137
AlMg5, TGL 14725, 80, 85
AlZn3Mg2Ti, опытный сплав, 80, 86
C45, TGL 6547, 116, 130, 131
C60, TGL 6547, 50, 54, 134
CK15Al, TGL 14195, 45
CK35, TGL 6547, 50
40Cr4, TGL 14195, 49
50CrV4, TGL 6547, 52
58CrV4, TGL 6547, 138
28CrMoV11.28, TGL 7446, 130
7CrMo9.10, TGL 7253, 49
24CrMoV5.5, TGL 15198, 53
21CrMoV5.11, TGL 15198, 53
20CrMoV13.5, TGL 6918, 36
18CrNi8, TGL 6546, 52
13CrMo1.4, TGL 14507, 39, 41, 44
10CrMo9.10, TGL 14183, 44
9CrMo4.5, TGL 5253, 49
CuAl5, TGL 0-17665, 94
CuNi20Fe, TGL 0-17664, 95
CuNi30Fe, TGL 0-17664, 112
CuSn6, TGL 0-17662, 94
CuZn30, TGL 0-17660, 92
CuZn37, TGL 0-17660, 92
CuZn40, TGL 0-17660, 111
CuZn40Pb2, TGL 0-17660, 92, 111
DR-Cu99.7, TGL 14708, 90, 110, 113, 135
E-Cu99.9, TGL 14708, 90, 109, 110, 113
EMo-Ti110, TGL 25421, 102
 Рафинированный свинец *Pb99.99*, TGL 14719, 109
 Рафинированное серебро *Ag99.96*, TGL 4314, 109
 Рафинированный цинк *Zn99.9*, TGL 14706, 107
G-AlSi12CuNi, TGL 4886, 87
G-CuSn10, TGL 8110, 112
GGG-40, TGL 8181, 70, 71, 134
GGG-60, TGL 8189, 70
GGL-00, TGL 14400, 135
GGL-20, TGL 14400, 67, 68, 112
GS-22CrMoWV10.11 опытное литье, не стандартизировано, 38
GS-40, TGL 14315, 42
GS-45, TGL 14315, 38
GS-60, TGL 14315, 137
GS-100Cr6, TGL 14415, 139
GS-C25, TGL 7458, 37
GS-X12CrNiTi8.9, TGL 14394, 61, 62
GTS-35, TGL 10327, 73, 141
GTW-S-38, TGL 10327, 72
KT50-2, TGL 28192, 48
Mb13, TGL 14507, 64
Mb16, TGL 14507, 62, 65
Mg99.9H, TGL 14711, 108
MgAl3Zn, TGL 14729, 108
MK3Al, TGL 14195, 54
20Mn5, TGL 15198, 110
120Mn50, TGL 14108, 55, 134, 135
16MnCr5, TGL 6546, 52
10MnSi8, TGL 7253, 63
17MnSiV5, TGL 13871, 36
37MnSi5, TGL 6547, 50
30Mn5, TGL 6567, 40
18MnSiVN6 (St45/60C), TGL 101—014, 36
15Mo3, TGL 14507, 143
 Молибден, TGL 102—114, 106
MuK12, TGL 6544, 30
Ni99.6, стандарта ГДР нет, DIN 17740, 96
Ni99.8, стандарта ГДР нет, DIN 17740, 96, 112
NiCr15Fe7TiAl, стандарта ГДР и ФРГ нет, торговое обозначение INCONELX-750, 100
NiCr20TiAl, стандарта ГДР нет, 100, 147
NiMo16Cr, стандарта ГДР нет, DIN 17742, 98, 99
NiMo30, стандарта ГДР нет, DIN 17742, 97, 98
R-Cu99.5, TGL 14708, 91
R-Cu99.7, TGL 14708, 91, 146, 147
9S20, TGL 12529, 143
SE-Cu99.95, TGL 14708, 89, 90
55SiMn7, TGL 13789, 138
StA-1, TGL 101—054, 48, 50
StZb-A2, TGL 9559, 47, 140
StZn, TGL 9559, 50
StZu-A3, TGL 9959, 47
StZu-A4, TGL 9559, 109

St34u, TGL 7960, 54
St35b, TGL 9113, 62
St35u, TGL 9113, 51
St38b-2, TGL 7360, 34, 39, 41, 42, 46, 52, 63, 72, 111, 112, 114, 115, 133, 134, 138, 139, 145, 147
St38u-2, TGL 7960, 34, 43, 111, 112
St50-2, TGL 7960, 34, 53
St52-3, TGL 7960, 35, 39, 43, 45, 46, 60, 134, 135, 139, 144
St60-2, TGL 7960, 37
St70, TGL 7960, 53
St140/160, TGL 101—036, 139
TiAl3, не стандартизован, 163
TiAl5Sn2.5, не стандартизован, 104
TiAl6V4, не стандартизован, 104
20WCrV17.10, TGL 7253, 49
X10CrNiWVTa17.15, опытная сталь не стандартизована, 146
X10CrNiWTi15.35 (X1135BT) ГОСТ 5632—72), 63

X12CrNiMoVNb16.13, опытный сплав, стандарта ГДР нет, 60
X15CrNiSi20.13, TGL 7061, 63
X20Cr13, TGL 7143, 142
X20CrNiSi25.20, TGL 7061, 60
X22CrMoV12.1, TGL 13147, 63, 146
X82WMo6.5, TGL 7571, 50, 53, 54
 Цирконий, не стандартизован, 104
ZrNb1, не стандартизован, 105
ZrNb2, не стандартизован, 106
ZrSn1.5, не стандартизован, 105
X3CrNi18.10, TGL 7143, 62
X8CrMoTi17, TGL 7143, 144
X8CrNiMoTi18.11, TGL 7143, 60, 62, 63, 142, 144
X8CrNiTi18.10, TGL 7143, 60, 62, 64, 65, 110, 126, 135, 143, 144
X10Cr13, TGL 7143, 59
X10CrAl24, TGL 7061, 59
X10CrNi18.9, TGL 7143, 62

Присадочные материалы

CrMoV 13.5, опытные электроды, не стандартизованы, 36
CrMoVW12, опытные электроды, не стандартизованы, 38
Es VIIIs, TGL 15793, 34, 35
 Рафинированное серебро *Ag99.96*, TGL 4314, как присадочный материал не стандартизовано, 109
 Рафинированный цинк *Zn99.9*, TGL 14706, как присадочный материал не стандартизован, 107
 Рафинированный свинец *Pb99.99*, TGL 14719, как присадочный материал не стандартизован, 109
GGL — литые прутки, TGL 7253, 67
GGG — литые прутки, TGL 7253, 70
Kb/Cr13, TGL 15793, 59
Kb/X/Xs, TGL 15793, 35, 37, 38, 64
Kb XI/XIVs, TGL 15793, 36, 138, 141
Mg99.9, как присадочный материал не стандартизован, 108
MgAl3Zn, как присадочный материал не стандартизован, 108
 Молибден, как присадочный материал не стандартизован, 106
 Литые прутки из монель-металла, TGL 7253, 68
 Литые сварочные электроды из никеля, TGL 7253, 68, 69, 71, 73, 139, 140
SA199.5, TGL 14908, 76, 81, 82, 113
SA199.5Ti, TGL 14908, 76, 81
SA1Mg3, TGL 14908, 78, 79
SA1Mg5, TGL 14908, 80, 85
SA1Zn3Mg2, опытная проволока, не

стандартизована, 86
SA1Zn4Mg3Ti, опытная проволока, не стандартизована, 80, 86
SCu, TGL 14908, 90
SCuAg, TGL 14908, 89, 90, 130
SCuAl6, стандарта ГДР нет (*S-AlBz6*, DIN 1733), 94
SCuAl8, стандарта ГДР нет (*S-AlBz6*, DIN 1733), 130
SCuNi, стандарта ГДР нет, DIN 1733, 111, 112
SCuSi, стандарта ГДР нет, DIN 1733, 88, 90, 130
SCuSn, стандарта ГДР нет, DIN 1733, 88, 90
SCuSn6 (*SSnBz6*), TGL 14908, 94, 130
SCuZn40 (*SM60*), TGL 14908, 92
SE-Cu99.5, TGL 14708, 89
S-NiCr15FeMn, стандарта ГДР нет, DIN 1736, 100
S-NiCr15FeNb, стандарта ГДР нет, DIN 1736, 100
S-NiCu30Mn, стандарта ГДР нет, DIN 1736, 97
S-NiMo30, стандарта ГДР нет, DIN 1736, 97
S-NiMo16Cr, стандарта ГДР нет, DIN 1736, 98
S-NiTi5, стандарта ГДР нет, DIN 1736, 112
S-NiTi4, стандарта ГДР нет, DIN 1736, 96
S-SnBz12 (*CuSn12*), стандарта ГДР нет, DIN 1733, 112

<i>Ti/CrNiNb19.9</i> , TGL 15793, 59, 61, 64, 141	<i>3-50 (60w)/ts</i> , TGL 7253 B1.7, 118
<i>Ti/CrNiNb23.12</i> , TGL 15793, 61	<i>3-55 (60w)/ts</i> , TGL 7253 B1.7, 118
<i>Ti/CrNi25.4</i> , TGL 15793, 61	<i>3-60/ts</i> , TGL 7253 B1.7, 118
<i>Ti/CrNi25.20</i> , TGL 15793, 61	<i>3-65/ts</i> , TGL 7253 B1.7, 118
<i>Ti VIIм</i> , TGL 15793, 72	<i>4-60 (64w)/s</i> , TGL 7253 B1.7, 119
<i>Ti VIIIS</i> , TGL 15793, 34, 35, 141	<i>4-60 (65w)/s</i> , TGL 7253 B1.7, 119
<i>WAV</i> , TGL 7253 B1.7, 118	<i>4-60 (69w)/st</i> , TGL 7253 B1.7, 119
<i>WAW</i> , TGL 7253, B1.7, 118	<i>4-60 (70w)/st</i> , TGL 7253 B1.7, 119
<i>X5CrNi19.9</i> , TGL 7253, 61	<i>5-40/rt</i> , TGL 7253 B1.7, 120
<i>X5CrNiMoNb19.11</i> , TGL 7253, 62, 144	<i>5-350/rze</i> , TGL 7253 B1.7, 120
<i>X5CrNiNb20.10</i> , TGL 7253, 60, 114, 116	<i>5-400/rze</i> , TGL 7253 B1.7, Elektrode, 120
<i>X5CrNiNb25.13</i> , TGL 7253, 62, 65	<i>6-59</i> , TGL 7253 B1.7, 121
<i>X8Cr30</i> , TGL 7253, 59	<i>6-60</i> , TGL 7253 B1.7, 121
<i>X8CrNiCo16.13</i> , опытная проволока не стандартизована, 60, 61	<i>6-350/rz</i> , TGL 7253 B1.7, 121
<i>X8CrNiMo15.25.6</i> (ЭА—3М6	<i>7-200/k</i> , TGL 7253 B1.7, 122
ГОСТ 10052—62), стандарта ГДР нет, 63	<i>7-250/k</i> , TGL 7253 B1.7, 122
<i>X8CrNiWVNb18.8</i> , опытные электроды, стандарта ГДР нет, 146	<i>10Mn4</i> , TGL 7253, 39, 41, 42, 65
<i>X12CrNiMoVNb16.13</i> , опытная проволока, стандарта ГДР нет, 60	<i>10Mn8</i> , TGL 7253, 39, 40, 41
<i>X12CrNi22.12</i> , TGL 7253, 59	<i>10-60</i> , TGL 7253, 123
<i>X12CrNi25.4</i> , TGL 7253, 59	<i>10-65</i> , TGL 7253, 123
<i>X12CrNi26.20</i> , TGL 7253, 60	<i>10-70</i> , TGL 7253, 123
<i>X15CrNiMn19.9.7</i> , TGL 7253, 115	<i>17MnNi4</i> , TGL 7253, 34
<i>7CrMo9.10</i> , TGL 14183, 44, 49	<i>10MnSi6</i> , TGL 7253, 43, 44, 65
<i>9CrMo4.5</i> , TGL 7253, 39, 49	<i>10MnSi8</i> , TGL 7253, 43, 44, 46, 63, 73
<i>9CrMoSi4.5</i> , TGL 7253, 41, 44	<i>20-45/ctc</i> , TGL 7253 B1.7, 125, 126
<i>9MnNi4</i> , TGL 7253, 112	<i>20-55/ctc</i> , TGL 7253 B1.7, 125, 126
<i>1-200</i> , TGL 7253 B1.7, 117	<i>20MnCrNi7</i> , TGL 7253 B1.2, 116
<i>1-300</i> , TGL 7253 B1.7, 117	<i>22-30/c</i> , TGL 7253 B1.7, 128, 129
<i>2-400</i> , TGL 7253 B1.7, 117	<i>22-40/ctc</i> , TGL 7253 B1.7, 128, 129
<i>2-500</i> , TGL 7253 B1.7, 117	<i>22-50/ctc</i> , TGL 7253 B1.7, 128, 129
<i>3-50/Srz</i> , TGL 7253 B1.7, 118	<i>22-60/ctc</i> , TGL 7253 B1.7, 129, 130
	<i>23-300/it</i> , TGL 7253 B1.7, 129, 130
	<i>23-300/tk</i> , TGL 7253 B1.7, 129, 130
	<i>25CrMnTi8</i> , TGL 7253 B1.2, 117
	<i>30MnCrTi5</i> , TGL 7253 B1.2, 117
	<i>70MnCrTi8</i> , TGL 7253 B1.2, 117

СОДЕРЖАНИЕ

Предисловие редактора русского издания	5
Предисловие	7
1. Металлография как метод исследования сварных соединений	8
2. Техника металлографии	9
2.1. Изготовление шлифов	9
2.1.1. Отбор образцов	9
2.1.2. Монтаж образцов	10
2.1.3. Шлифование	10
2.1.3.1. Сухое шлифование	11
2.1.3.2. Мокрое шлифование	11
2.1.3.3. Резка	11
2.1.3.4. Особые способы шлифования	11
2.1.4. Полирование	12
2.1.4.1. Механическое полирование	12
2.1.4.2. Электролитическое полирование	13
2.1.4.3. Электролитическо-механическое полирование	16
2.1.4.4. Химическое полирование	18
2.2. Качественный анализ структуры	18
2.2.1. Металломикроскопия	19
2.2.2. Создание контраста	20
2.2.2.1. Светлое поле	20
2.2.2.2. Темное поле	20
2.2.2.3. Фазовый контраст	21
2.2.2.4. Интерференционный контраст	21
2.2.2.5. Поляризованный свет	21
2.2.3. Химическое травление	25
2.2.4. Электролитическое травление	25
2.3. Количественный анализ структуры	26
2.3.1. Измерение размеров зерна	26
2.3.2. Определение соотношения структурных составляющих	27
2.3.3. Измерение микротвердости	28
3. Общие основные положения для оценки структуры сварных соединений	30
3.1. Первичная кристаллизация	30
3.2. Диаграммы состояния и диаграммы превращения аустенита при охлаждении	32
4. Структура сварных соединений сталей	34
4.1. Нелегированные и низколегированные стали	34
4.1.1. Газовая сварка	34
4.1.1.1. Сталь St38u-2	34
4.1.1.2. Сталь St50-2	34
4.1.2. Ручная дуговая сварка	34
4.1.2.1. Сталь St38b-2	34
4.1.2.2. Сталь St52-3	35
4.1.2.3. Сталь St45/60C (18MnSiVN6)	36

4.1.2.4. Сталь 17MnSiV5	36	4.1.6.4.3. Соединение стали CK35 со сталью 37MnSi5 после улучшения	50
4.1.2.5. Сталь 20CrMoV13.5	36	4.1.6.4.4. Соединение стали C60 со сталью X82WMo6.5	50
4.1.2.6. Сталь St60-2	37	4.1.6.5. Шовная контактная сварка	50
4.1.2.7. Сталь GS-C25 нормализованная	37	4.1.6.5.1. Шов стали StTZn с радиальными кромками	50
4.1.2.8. Сталь GS-45 ненормализованная	38	4.1.6.5.2. Фольгостыковой шов стали StTZn	51
4.1.2.9. Сталь GS-22CrMoWV10.11 (опытная отливка)	38	4.1.6.6. Высокочастотная индукционная сварка	51
4.1.3. Дуговая сварка под флюсом	39	4.1.7. Электролучевая сварка	51
4.1.3.1. Сталь St38b-2	39	4.1.7.1. Основные положения для оценки структуры	51
4.1.3.2. Сталь St52-3	39	4.1.7.2. Сталь St38b-2	52
4.1.3.3. Сталь 13CrMo4.4	39	4.1.7.3. Сталь 16MnCr5	52
4.1.3.4. Сталь 30Mn5 улучшенная	40	4.1.7.4. Сталь 18CrNi8	52
4.1.4. Электродуговая сварка	40	4.1.7.5. Сталь 50CrV4	52
4.1.4.1. Сталь St38b-2	41	4.1.7.6. Сталь St50-2	53
4.1.4.2. Сталь St52-3	41	4.1.7.7. Соединение стали 24CrMoV5.5 со сталью 21CrMoV5.11	53
4.1.4.3. Сталь 13CrMo4.4 до и после улучшения	41	4.1.7.8. Соединение стали X82WMo6.5 со сталью St70	53
4.1.4.4. Сталь GS-40	42	4.1.8. Сварка трением	54
4.1.5. Дуговая сварка в защитных газах	42	4.1.8.1. Соединение стали St34u со сталью MK3A1	54
4.1.5.1. Сварка в углекислом газе	42	4.1.8.2. Соединение стали C60 со сталью X82WMo6.5	54
4.1.5.1.1. Сталь St38b-2, обычная технология сварки	42	4.2. Высоколегированные стали	54
4.1.5.1.2. Сталь St38u-2, сварка короткой дугой	43	4.2.1. Основные положения для оценки структуры	54
4.1.5.1.3. Сталь St52-3, обычная технология сварки	43	4.2.2. Хромистые стали	59
4.1.5.1.4. Сталь 13CrMo4.4	44	4.2.2.1. Полуферритная хромистая сталь X10Cr13	59
4.1.5.1.5. Сталь 10CrMo9.10, сварка с последующим отпусканием	44	4.2.2.2. Ферритная хромистая сталь X10CrAl24	59
4.1.5.1.6. Сталь St38u-2, газозлектрическая сварка в вертикальном положении с принудительным формированием шва	44	4.2.3. Аустенитные хромоникелевые стали	60
4.1.5.1.7. Сталь St38u-2, сварка точками в углекислом газе на медной подкладке и без подкладки	44	4.2.3.1. Основной металл	60
4.1.5.1.8. Приварка стержневых деталей в углекислом газе	45	4.2.3.2. Зона сплавления	60
4.1.5.2. Сварка в смеси газов	45	4.2.3.3. Металл шва	61
4.1.5.2.1. Сталь CK15A1	45	4.2.3.4. Макроструктура	62
4.1.5.2.2. Сталь St52-3	46	4.2.4. Соединения аустенитных сталей с ферритными	62
4.1.5.3. Плазменная сварка	46	4.2.4.1. Примеры сварных соединений	62
4.1.6. Контактная сварка	46	4.2.4.2. Структуры перемешанного металла швов с различными эквивалентами хрома и никеля	64
4.1.6.1. Точечная сварка	46	4.2.5. Плакированные стали	64
4.1.6.1.1. Сталь StZn-A3	47	4.2.5.1. Ручная дуговая сварка	64
4.1.6.1.2. Сталь StZb-A2 (посконсервированные листы, перед сваркой не склеивались)	47	4.2.5.2. Сварка под флюсом	65
4.1.6.1.3. Сталь StZb-A2 (перед сваркой листы склеены неауглероживающим клеем ZIS-254V)	47	5. Структура сварных соединений чугуна	66
4.1.6.1.4. Сталь StZb-A2 (перед сваркой листы консервированы неауглероживающим лаком)	47	5.1. Чугун с пластинчатым графитом	66
4.1.6.2. Рельефная сварка	48	5.1.1. Основные положения для оценки структуры	66
4.1.6.2.1. Сталь StZb-A2	48	5.1.2. Сварка с полным подогревом присадочным металлом, подобным по составу свариваемому чугуну	67
4.1.6.2.2. Сварное соединение арматурной стали StA-I со сталью StA-III	48	5.1.3. Сварка присадочным металлом, отличающимся по составу от чугуна	68
4.1.6.3. Стыковая сварка сопротивлением	48	5.1.3.1. Сварка без подогрева	68
4.1.6.3.1. Сталь KT50-2	48	5.1.3.2. Сварка с подогревом	69
4.1.6.3.2. Сталь 7CrMo9.10	49	5.2. Чугун с шаровидным графитом	69
4.1.6.3.3. Сталь 9CrMo4.5	49	5.2.1. Основные положения для оценки структур	69
4.1.6.3.4. Сталь 40Cr4	49	5.2.2. Сварка с полным подогревом деталей и с последующим медленным отжигом присадочным металлом, подобным по составу свариваемому чугуну	70
4.1.6.3.5. Сталь 20WCrV17.10	49	5.2.3. Сварка присадочным металлом, отличающимся по составу от чугуна	71
4.1.6.4. Стыковая сварка оплавлением	49	5.2.3.1. Сварка без подогрева	71
4.1.6.4.1. Арматурная сталь StA-I	50	5.2.3.2. Сварка с подогревом	71
4.1.6.4.2. Цепная сталь MuK12	50	5.3. Ковкий чугун	71
		5.3.1. Основные положения для оценки структур	71
		5.3.2. Феррито-перлитный ковкий чугун (GTW)	72

5.3.3. Ферритный ковкий чугун (GTS)	73
5.3.4. Перлитный ковкий чугун (GTP)	73
6. Структура сварных соединений цветных металлов	73
6.1. Алюминий и сплавы алюминия	73
6.1.1. Основные положения для оценки структуры	73
6.1.1.1. Сплавы	73
6.1.1.2. Загрязнения и примеси	74
6.1.1.3. Кристаллизация металла шва	75
6.1.2. Макроструктура при различных способах сварки	76
6.1.2.1. Технически чистый алюминий Al99,5	76
6.1.2.2. Сплав AlMg3	78
6.1.2.3. Сплав AlMg5	80
6.1.2.4. Сплав AlZn3Mg2Ti	80
6.1.3. Микроструктура при различных способах сварки	81
6.1.3.1. Технически чистый алюминий Al99,5	81
6.1.3.2. Сплав AlMg3	83
6.1.3.3. Сплав AlMg5	85
6.1.3.4. Сплав AlZn3Mg2Ti	86
6.1.3.5. Сплав G—AlSi12CuNi	87
6.2. Медь и сплавы меди	88
6.2.1. Технически чистая медь	88
6.2.1.1. Основные положения для оценки структуры	88
6.2.1.2. Макроструктура при различных способах сварки	89
6.2.1.3. Микроструктура при различных способах сварки	90
6.2.2. Медноцинковые сплавы	91
6.2.2.1. Основные положения для оценки структуры	91
6.2.2.2. Латунь CuZn30	92
6.2.2.3. Латунь CuZn37	92
6.2.2.4. Латунь CuZn40Pb2	92
6.2.3. Меднооловянные сплавы	93
6.2.3.1. Основные положения для оценки структуры	93
6.2.3.2. Сплав CuSn6	94
6.2.4. Медноалюминиевые сплавы	94
6.2.4.1. Основные положения для оценки структуры	94
6.2.4.2. Сплав CuAl15	94
6.2.5. Медноникелевые сплавы	95
6.2.5.1. Основные положения для оценки структуры	95
6.2.5.2. Сплав CuNi20Fe	95
6.3. Никель и никелевые сплавы	95
6.3.1. Технически чистый никель	95
6.3.1.1. Основные положения для оценки структуры	95
6.3.1.2. Структура сварных соединений технически чистого никеля Ni99,8	96
6.3.2. Коррозионностойкие сплавы никеля	96
6.3.2.1. Основные положения для оценки структуры	96
6.3.2.2. Структуры отдельных участков сварных соединений	97
6.3.3. Жаропрочные и жаростойкие сплавы никеля	99
6.3.3.1. Основные положения для оценки структуры	99
6.3.3.2. Структура отдельных участков сварных соединений	100
6.4. Титан и сплавы титана	100
6.4.1. Основные положения для оценки структуры	100
6.4.2. Технически чистый титан ЕМО—Ti110	102
6.4.2.1. Структура основного металла	102
6.4.2.2. Структура при различных способах сварки	103
6.4.3. Сплав TiAl3	103
6.4.4. Сплав TiAl5Sn2,5	104
6.4.5. Сплав TiAl6V4	104
6.5. Цирконий и сплавы циркония	104
6.5.1. Основные положения для оценки структуры	104

6.5.2. Технически чистый цирконий	105
6.5.3. Цирконий, легированный оловом	105
6.5.4. Цирконий, легированный ниобием	105
6.6. Молибден, цинк, магний, свинец, серебро	105
6.6.1. Молибден	106
6.6.2. Цинк	107
6.6.3. Магний	108
6.6.4. Свинец	108
6.6.5. Серебро	109
6.7. Сварные соединения разнородных металлов	109
6.7.1. Соединения черных металлов с медью и ее сплавами	109
6.7.1.1. Сталь с технически чистой медью	109
6.7.1.2. Сталь с медноцинковыми сплавами	111
6.7.1.3. St38 с CuNi30Fe	112
6.7.1.4. GGL-20 с G—CuSn10	112
6.7.2. Сталь с никелем	112
6.7.3. Сталь с вольфрамом	113
6.7.4. Алюминий с медью	113
7. Структура наплавов	114
7.1. Влияние способа наплавки на структуру	114
7.2. Структура сплавов	116
7.2.1. Низколегированная сталь (1-я и 2-я группы сплавов)	117
7.2.1.1. Основные положения для оценки структуры	117
7.2.1.2. Структура	117
7.2.2. Сталь, работающая в условиях износа при повышенных температурах (сплавы группы 3)	118
7.2.2.1. Основные положения для оценки структуры	118
7.2.2.2. Структура	118
7.2.3. Быстрорежущая сталь (сплавы группы 4)	119
7.2.3.1. Основные положения для оценки структуры	119
7.2.3.2. Структура	120
7.2.4. Ферритные хромистые стали (сплавы группы 5)	120
7.2.4.1. Основные положения для оценки структуры	120
7.2.4.2. Структура	121
7.2.5. Мартенситные хромистые стали (сплавы группы 6)	121
7.2.5.1. Основные положения для оценки структуры	121
7.2.5.2. Структура	121
7.2.6. Аустенитная высокомарганцевая сталь (сплавы группы 7)	122
7.2.6.1. Основные положения для оценки структуры	122
7.2.6.2. Структура	122
7.2.7. Аустенитные хромоникелевые стали (сплавы группы 8)	122
7.2.8. Высокоуглеродистые хроможелезные сплавы (сплавы группы 10)	122
7.2.8.1. Основные положения для оценки структуры	122
7.2.8.2. Структура	124
7.2.9. Кобальтхромоселенодвохромовые сплавы (сплавы группы 20)	124
7.2.9.1. Основные положения для оценки структуры	124
7.2.9.2. Структура	125
7.2.10. Твердые сплавы на основе карбидов (сплавы группы 21)	126
7.2.10.1. Основные положения для оценки структуры	126
7.2.10.2. Структура	127
7.2.11. Никельхромоборкремниевые сплавы (сплавы группы 22)	128
7.2.11.1. Основные положения для оценки структуры	128
7.2.11.2. Структура	257
7.2.12. Никелевые сплавы (сплавы группы 23)	257
7.2.12.1. Основные положения для оценки структуры	257
7.2.12.2. Структура	258
7.2.13. Медные сплавы (сплавы группы 30)	258

7.2.13.1. Основные положения для оценки структуры	258
7.2.13.2. Структура	259
7.3. Металлографическая оценка присадочных материалов	259
7.3.1. Металлический порошок	259
7.3.2. Другие формы присадочных материалов	260
8. Термическая резка	260
8.1. Основные положения для оценки структуры	260
8.1.1. Газовая кислородная резка	260
8.1.2. Резка плавлением в защитном газе	261
8.1.3. Поверхностная строжка угольным электродом	261
8.1.4. Поверхностная строжка ацетилено-кислородным пламенем	261
8.2. Структура при газовой кислородной резке	261
8.3. Структура при резке плавлением в защитном газе	262
8.4. Структура при поверхностной строжке угольной дугой	263
9. Примеры объяснения случаев повреждения сварных соединений на основании металлографического анализа	264
9.1. Крупные дефекты сварки на шлифе	264
9.1.1. Газовая сварка	264
9.1.2. Ручная дуговая сварка покрытыми электродами и сварка в защитном газе	264
9.1.3. Сварка под флюсом	264
9.1.4. Контактная стыковая сварка оплавлением	265
9.1.5. Контактная точечная сварка	265
9.2. Повреждения сварных соединений, вызванные образованием мартенсита вследствие недостаточного подогрева ограничено свариваемых сталей	265
9.3. Повреждения, вызванные науглероживанием в зоне сварного шва	267
9.4. Повреждения, явившиеся результатом сварки чугуна без подогрева или с недостаточным подогревом	268
9.5. Повреждения сварных соединений, вызванные несоответствием основного и присадочного металла	269
9.6. Повреждения сварных соединений, вызванные приваркой автоматной стали	271
9.7. Коррозионные повреждения	271
9.8. Повреждения сварных соединений, вызванные трещинами по границам зерен в чисто аустенитном металле шва	273
9.9. Охрупчивание аустенитного металла шва, содержащего феррит, в результате выделения σ -фазы	273
9.10. Повреждения сварных соединений кислородсодержащей меди	274
9.11. Повреждения сварных соединений, обусловленные неблагоприятным структурным состоянием основного металла	275
9.12. Усталостное разрушение, вызванное концентрацией напряжений в области сварного шва	275
Список литературы	276
Указатель материалов	280