

# Структурные превращения в биметалле X70+316L при изготовлении фасонных изделий штамповарным методом



**С.С. Петров**  
кандидат физико-математических наук,  
ведущий научный сотрудник  
ООО «Научно-производственный центр «Самара»



**П.Е. Юдин**  
генеральный директор  
ООО «Научно-производственный центр «Самара»



**А.В. Федотова**  
ведущий инженер-технолог  
ОАО «Трубодеталь», Челябинск

В работе исследованы структурные превращения, происходящие в материале основного и плакирующего слоев биметаллического листа X70+316L при изготовлении фасонных изделий. Установлено, что под действием температуры и деформации протекают значительные структурные превращения, однако последующая термическая обработка приводит к возврату структуры в состояние близкое к исходному.



**Н.В. Елистратова**  
инженер-технолог  
ОАО «Трубодеталь», Челябинск

## ► Ключевые слова / keywords:

- биметалл, микроструктура, X70, 316L, феррит, аустенит, фасонные изделия, топливно-энергетический комплекс
- bimetal, microstructure, X70, 316L, ferrite, austenite, shaped products, fuel and energy complex

## Введение

В настоящее время в нефтяной промышленности существует серьезная проблема надежности и долговечности трубопроводов из низколегированных марок сталей (сталь 20, 09Г2С и др.), транспортирующих среды с содержанием различных примесей ввиду их низкой коррозионной стойкости [1]. Решением данной проблемы могли бы стать трубопроводы из нержавеющей сталей, которые имеют большую коррозионную стойкость в сравнении с обычными конструкционными сталями [2], однако стоимость таких трубопроводов возрастает на порядок. Дилемма выбора между трубами из сталей обычных и нержавеющей марок актуальна как для производителей трубной продукции, так и компаний нефтегазового комплекса.

В 2011 году ОАО «Трубодеталь» в рамках НИОКР была открыта тема «Исследование возможностей изготовления соединительных деталей трубо-

провода (СДТ) из биметаллической заготовки». В результате опытным путем получены первые образцы уникальной продукции из биметаллического листового проката X70+316L: отвод крутоизогнутый штамповарной ОКШ 720, тройник штамповарной неравнопроходной ТШС 530x219 и тройник штамповарной равнопроходной ТШС 530x530. С целью установления качества листового проката и полученных из него изделий в лаборатории ООО «Научно-Производственный Центр «Самара»» по заказу ОАО «Трубодеталь» были проведены исследования их коррозионной стойкости и механических свойств.

Лабораторные испытания полученных фасонных изделий показали высокую коррозионную стойкость плакирующего слоя биметалла к агрессивным средам, встречающимся на нефтяных промыслах. Однако, технология производства вышеуказанных изделий предполагает использование объемно-

го нагрева для ТШС 530x530 и ОКШ 720 и локального нагрева для ТШС 530x219 до температур ~ 1000°C, деформацию до ~ 20%, а также процессы сварки исходных биметаллических листов. Все вышеназванные процессы сопровождаются структурными и фазовыми изменениями в материале основного металла и плакирующего слоя, которые могут нежелательно сказаться на его эксплуатационных свойствах.

В данной работе приведены только результаты исследования изменения микроструктуры основного металла, плакирующего слоя и границы раздела, происходящие в результате изготовления фасонных изделий из биметаллического листового проката X70+316L.

## Методика исследования

Микроструктурные исследования основного металла и плакирующего слоя биметаллического листового проката X70+316L проводились в состоянии поставки и после изготовления фа-

сонных изделий. Биметаллический лист представляет собой двухслойный материал, основной слой которого выполнен из стали X70 и выполняет функцию силового элемента (толщина слоя ~16 мм); плакирующий слой выполнен из высоколегированной стали 316L, обладающей высокой коррозионной стойкостью (толщина слоя ~3 мм).

Микроструктурные исследования готовых фасонных изделий производились на поперечных шлифах образцов, вырезанных из следующих участков (рис.1): в зонах максимальных деформаций по наружному радиусу для ОКШ 720, а также наиболее деформированных участков ТШС 530x219 и ТШС 530x530 (кромка горловины). Анализ микроструктуры проводили с применением оптического микроскопа «Альтами» при увеличении от 100 до 1600 крат, а также с использованием электронного микроскопа Jeol JSM 6390A с приставкой МРСА JET-2200.

#### Экспериментальные результаты и их обсуждение

**Основной металл.** На рисунке 2 представлена микроструктура основного металла биметаллического листа в состоянии поставки и после изготовления фасонных изделий. В исходном состоянии основной металл имеет феррито-перлитную структуру (рисунок 2а). Зерна феррита неоднородны по размерам, имеют неравноосную форму, хаотически направлены, средний размер зерна равен  $11 \times 4,5$  мкм. Следует отметить, что основной металл всех исследованных фрагментов представляет собой однородную структуру без дефектов металлургического характера. В таблице 1 представлены данные по неметаллическим включениям (ГОСТ 1778). Полученные результаты свидетельствуют о высоком качестве металла X70.

Микроструктура основного металла ОКШ 720 (рисунок 2б) представляет собой феррит и гранулярный бейнит [3]. Данная структура возникает при пластической деформации аустенита с мелким зерном при температурах ниже температуры рекристаллизации аустенита, что не позволяет получить полностью бейнитную структуру. Зерна феррита неоднородны по размерам, имеют неравноосную форму, хаотически направлены, средний размер зерна равен ~7 мкм.

Исследования образцов изделия ТШС 530x219 показали, что микроструктура основного металла пред-

таблица 1

#### Неметаллические включения

№ образца	Неметаллические включения, балл						Нитриды
	Сульфаты	Оксиды		Силикаты			
		O <sub>г</sub>	O <sub>стр</sub>	C <sub>хр</sub>	C <sub>пл</sub>	C <sub>нд</sub>	
1	0	1a	0	0	0	0	0
2	0	1a	0	0	0	0	0
3	0	1a	0	0	0	0	0
4	0	1a	0	0	0	0	0
5	0	1a	0	0	0	0	0
6	0	1a	0	0	0	0	0
Ср. балл	0	1a	0	0	0	0	0

ставляет собой структуру промежуточного строения (рисунок 2в). На фоне образования феррита, близкого к полигональной структуре, прослеживаются участки неполной рекристаллизации. В то же время по границам зерен на-

блюдается выделение третичного цементита.

Микроструктура основного металла изделия ТШС 530x530 (рисунок 2г) принимает вид квазиполигонального феррита и бейнита с извилистыми

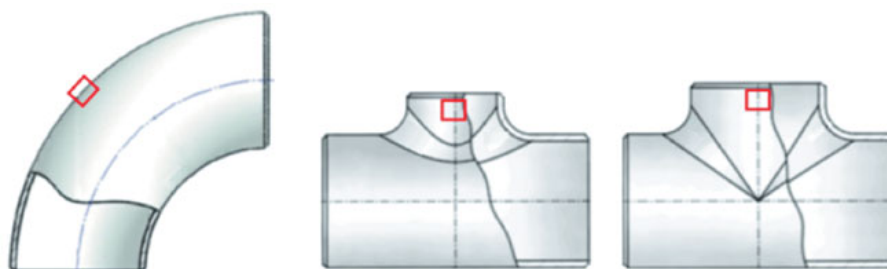


рисунок 1.  
Схема отбора образцов

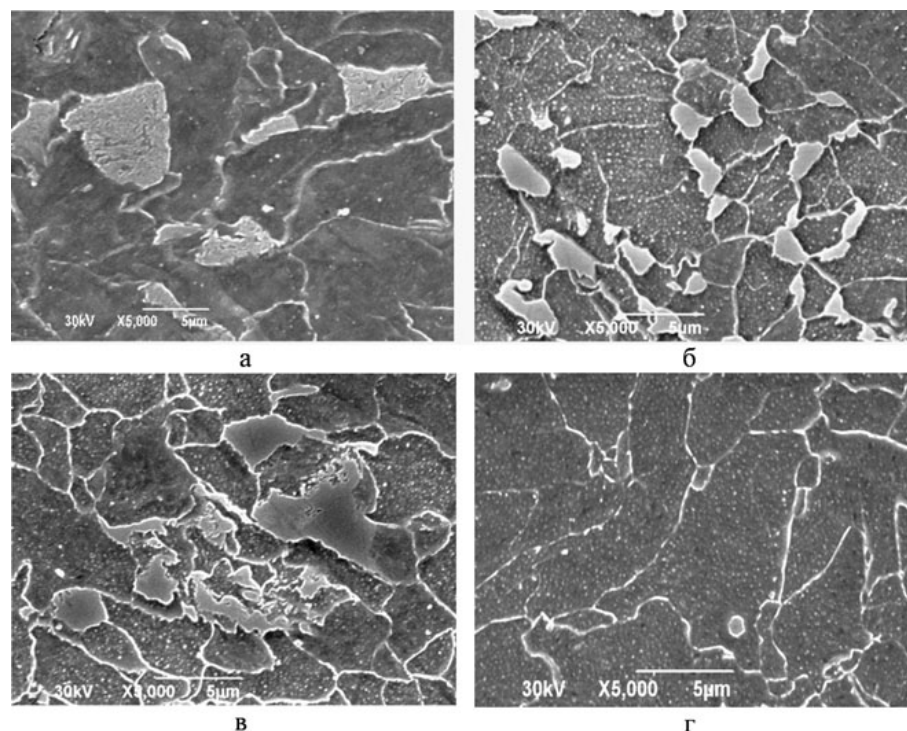
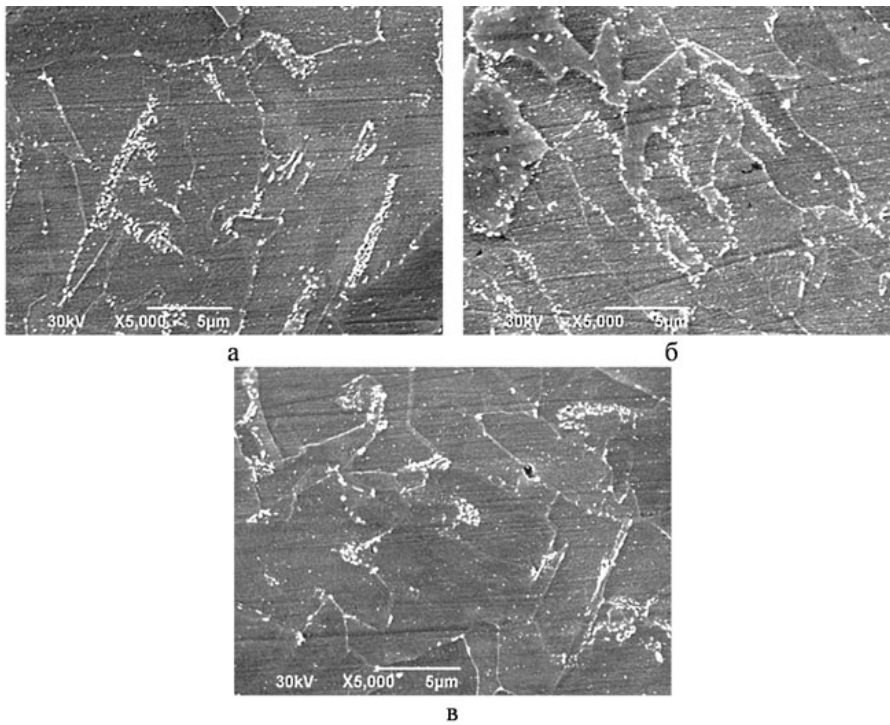


рисунок 2.  
Микроструктура основного металла биметаллического листа



**рисунок 3.**

**Структура фасонных изделий после термообработки**

границами. Также наблюдаются вытянутые ферритные зерна, образовавшиеся в результате распада бейнитной структуры. В то же время происходит выделение карбидных фаз как в теле зерен, так и по границам зерен, что подтверждается данными рентгенофазового анализа. Присутствие карбидов в структуре свидетельствует о существенном перерас-

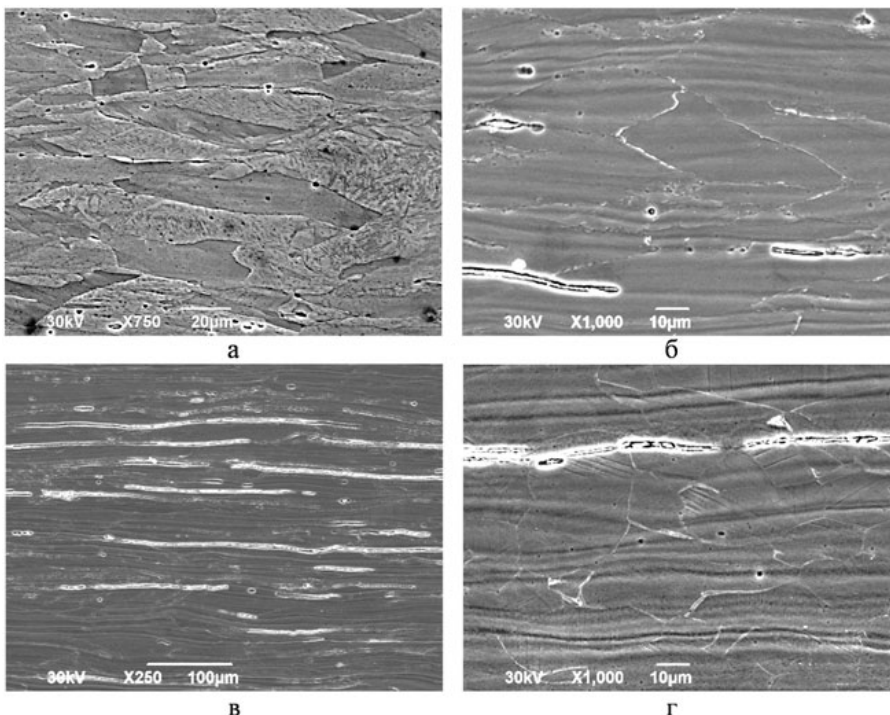
пределении углерода в процессе бейнитного превращения.

Анализируя полученные данные (рисунок 2), можно сказать, что в результате изготовления фасонных изделий структура стали X70 претерпела существенные изменения по сравнению с исходной. В результате воздействия температуры и деформации наблюдаются процессы рекристаллиза-

ции ферритного зерна и выделение карбидных фаз вследствие перераспределения углерода. Степень завершенности данных превращений зависит от технологии изготовления каждого конкретного изделия. Наблюдаемые различия в структуре основного металла полученных фасонных изделий отрицательно сказываются на их механических свойствах, что подтверждено испытаниями, результаты которых будут представлены в отдельной работе. Для получения однородной структуры всех изготовленных фасонных изделий была проведена термическая обработка по режиму «закалка + высокий отпуск».

На рисунке 3 представлена структура всех фасонных изделий после термообработки. В результате проведенной термообработки структура основного металла приобрела вид, характерный для неполного отжига, при обработке данного типа не происходит изменения ферритной составляющей, а лишь частичная перекристаллизация перлитной составляющей. В результате чего произошло перераспределение углерода с последующим образованием зернистого перлита. Данное превращение стало возможно из-за наличия в составе материала легирующей примеси Mn (1,8%), что привело к понижению значения критической точки Ac1. В результате такого отжига карбиды принимают зернистую (округлую) форму, механические свойства существенно изменяются: пластичность увеличивается, а прочность и твердость снижаются, что облегчает обработку стали. Зерна феррита не претерпели существенных изменений: неоднородны по размерам, что связано с ростом зерна при отжиге после закалки, имеют неравноосную форму, хаотически направлены, средний размер зерна равен ~7-10 мкм. В структуре металла не выявлено травления сульфидов, оксидов, нитридов и др. Термообработка полностью снимает последствия деформации и неравномерного воздействия температур на структуру основного металла при изготовлении фасонных изделий ОКШ 720, ТШС 530x219 и ТШС 530x530.

**Плакирующий слой.** На рисунке 4 представлена микроструктура плакирующего слоя биметаллического листа в состоянии поставки и после изготовления фасонных изделий. В исходном состоянии микроструктура сплава 316L — обычная для аустенитных сталей и состоит из зерен полиэдрической формы. Наблюдается асимметрия зе-



**рисунок 4.**

**Микроструктура плакирующего слоя биметаллического листа**

рен, обусловленная деформациями при прокате. Так в направлении проката средний размер зерна составляет 64 мкм, перпендикулярно направлению проката — 20 мкм (рисунок 4а). На отдельных участках наблюдаются двойники деформации. В объеме металла плакирующего слоя наблюдаются выделения второй фазы, представляющие собой тонкие (шириной до 1 мкм и длиной до 180 мкм) пластины  $\epsilon$ -мартенсита, направленные параллельно деформации проката [4, 5]. Наблюдается уменьшение количества фазовых выделений при приближении к границе раздела основного металла и плакирующего слоя, что вызвано различной степенью деформации металла плакирующего слоя.

В результате изготовления отвода ОКШ 720 структура плакирующего слоя практически не изменилась по сравнению с исходным состоянием. Форма зерен асимметричная, что обусловлено деформацией при прокате, средний размер зерен составляет  $\sim 60 \times 20$  мкм (рисунок 4б). В объеме металла плакирующего слоя наблюдаются выделения второй фазы, представляющей собой пластины  $\epsilon$ -мартенсита шириной до 3 мкм и длиной до 200 мкм, направленные параллельно деформации проката. В то же время наблюдается начальные стадии перехода  $\epsilon$ -мартенсита в  $\alpha$ -фазу, что видно по травлению границ фазовых выделений.

При изготовлении тройника ТШС 530х219 плакирующий слой подвергается нагреву до  $\sim 1000^\circ\text{C}$  и значительной деформации, что приводит к изменению его структуры. В частности происходит значительный рост фазы  $\epsilon$ -мартенсита, ее размеры увеличиваются до 10 мкм в ширину и нескольких сот мкм в длину, наблюдаются участки с образованием двойников деформации. В то же время при изготовлении тройника ТШС 530х219 наблюдается более интенсивный переход  $\epsilon$ -мартенсита в  $\alpha$ -фазу по сравнению с отводом ОКШ 720, что связано с большей деформацией металла и более длительным температурным воздействием.

Изменения структуры плакирующего слоя, возникающие при изготовлении тройника ТШС 530х530, схожи с описанными выше для тройника ТШС 530х219. Наряду со структурой аустенитных зерен полиэдрической формы наблюдается значительный рост фазы  $\epsilon$ -мартенсита и ее переход в  $\alpha$ -фазу. Увеличивается количество двойников деформации.

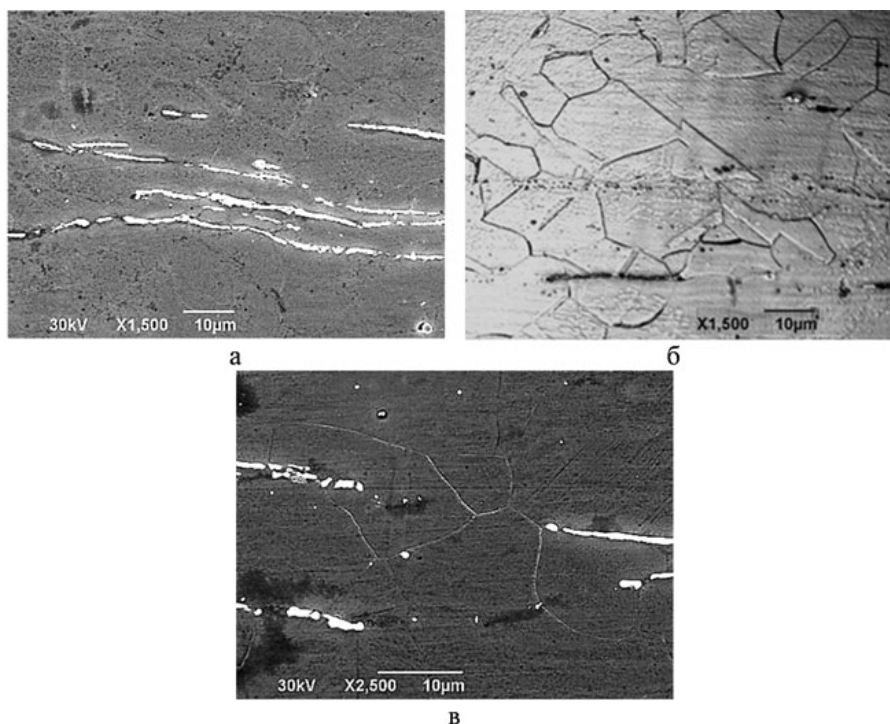


рисунок 5.

Микроструктуры плакирующего слоя фасонных изделий после термообработки

Проведенная термообработка привела к существенным изменениям микроструктуры плакирующего слоя всех фасонных изделий (рисунок 5), в результате чего структура приобрела однородный вид и представляет собой полигональный аустенит и пластины  $\epsilon$ -мартенсита с малым количеством двойников деформации. В результате закалки произошла перекристаллизация аустенитного зерна. Зерна аустенита приобрели полигональную форму со средним размером  $\sim 20$  мкм. В объ-

еме металла плакирующего слоя наблюдаются выделения второй фазы, представляющие собой пластины  $\epsilon$ -мартенсита различной длины и ширины. В результате термообработки практически полностью исчезли двойники деформации.

Граница раздела основного металла и плакирующего слоя представляет собой достаточно тонкую (порядка 1 мкм) низкодефектную область (рисунок 6). В процессе изготовления фасонных изделий граница раздела

таблица 2

Химический состав основного металла (X70) и плакирующего слоя (316L)

Материал/элемент	C	Cr	Ni	Mn	Mo
X70	0.034	0.173	0.280	1.720	0.004
316L	0.022	16.758	11.174	1.594	2.561

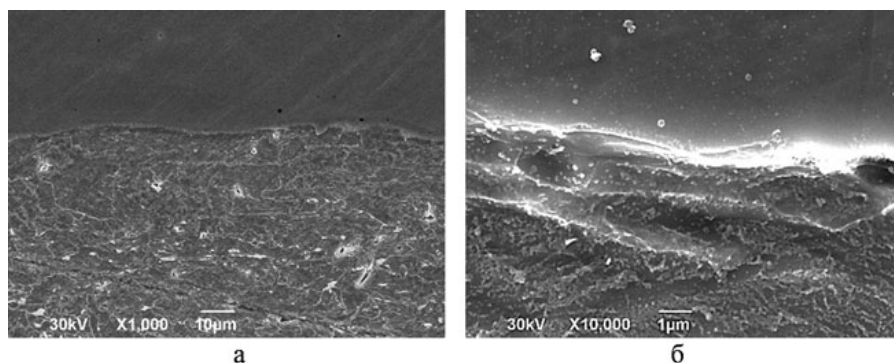


рисунок 6.

Граница раздела основного металла и плакирующего слоя

**ВЫВОДЫ**


По результатам комплексных лабораторных исследований фасонных изделий из биметаллического листового проката X70+316L можно сделать следующие выводы:

1. Микроструктура основного металла в исходном состоянии — феррито-перлитная с пластинчатой формой цементита в перлитной составляющей. Структура основного металла однородная по всему сечению, полосчатость отсутствует, балл зерна не превышает 9. Данная микроструктура не характерна для горячедеформированного металла, по всей видимости, после деформации производилась термическая обработка металла. Структура плакирующего слоя — аустенитная, также присутствуют включения продолговатой формы, длиной до 180 мкм.
2. В процессе изготовления фасонных изделий структура биметалла X70+316L претерпела существенные изменения, что отрицательно сказалось на механических свойствах фасонных изделий. Степень завершенности наблюдаемых структурных превращений зависит от технологии изготовления каждого конкретного изделия.
3. Проведенная термообработка привела к изменению структуры основного металла и плакирующего слоя, в результате чего структура приобрела однотипный характер для всех изделий. Основной металл представляет собой преимущественно феррит и зернистый перлит. Размер зерна феррита соответствует 10-му балу, полосчатости не наблюдается. Плакирующий слой представляет собой полигональный аустенит и пластины  $\epsilon$ -мартенсита с малым количеством двойников деформации.
4. В процессе изготовления фасонных изделий на границе раздела «основной металл — плакирующий слой» возникают диффузионные процессы, которые приводят к увеличению силы связи основного металла и плакирующего слоя.

Результаты, полученные в рамках проведенной НИОКР, свидетельствуют о возможности использования биметаллической заготовки для производства штампосварных соединительных деталей трубопроводов (СДТ). Однако требуются более глубокие исследования формирования структуры и свойств различных зон изделий из биметалла, в том числе их сварных соединений.

Полученные данные будут способствовать продолжению данной работы как в поиске новых направлений применения данной технологии, так и для понимания физических процессов формирования структуры и свойств материала готовых изделий.

основного металла и плакирующего слоя не претерпела существенных изменений. Однако по сравнению с исходным состоянием наблюдается увеличение дефектов со стороны плакирующего слоя, что вероятно связано с различной степенью деформации по толщине стенки.

Во время термообработки материал подвергается длительному воздействию повышенных температур. В результате данного воздействия на границе раздела «основной металл — плакирующий слой» ускоряются диффузионные процессы, в частности происходит диффузия Ni и Cr ввиду наличия боль-

шого концентрационного градиента, возникающего из-за значительного различия химического состава материала основного металла и плакирующего слоя (таблица 2).

В результате изменения химического состава наблюдается изменение рельефа на границах протравленных зерен, что связано с более быстрой диффузией Ni и Cr по границам зерна, чем по объему зерна (рисунок 7). Данные процессы обеспечивают увеличение силы связи основного металла и плакирующего слоя, что подтверждается результатами механических испытаний.

1. Родионова И.Г., Быков А.А., Бакланова О.Н. Перспективы использования биметаллической и многослойной металлопродукции для защиты оборудования и коммуникаций от коррозии // Практика противокоррозионной защиты, 1998. № 3. С. 50–55.
2. Вахрушева В.С., Дергач Т.А., Сухомлин Г.Д. О современных требованиях к коррозионной стойкости труб из особо низкоуглеродистых нержавеющей сталей для атомной энергетики // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение, 2008. № 2. С. 73–77.
3. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., и др. Особенности структуры бейнита в низкоуглеродистых свариваемых сталях после термомеханической обработки // Вопросы материаловедения, 2009. № 3 (59). С. 26–38.
4. Киреева И.В., Чумляков Ю.И. Ориентационная зависимость мартенситного превращения в монокристаллах аустенитных нержавеющей сталей с низкой энергией дефекта упаковки // Физика металлов и материаловедение, 2007. Т. 103. № 1. С. 91–107.
5. Неклюдов И.М., Нетесов В.М. О некоторых возможных путях влияния на фазовый состав, структуру и свойства аустенитных сталей // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение, 2005. № 5. С. 164–167.

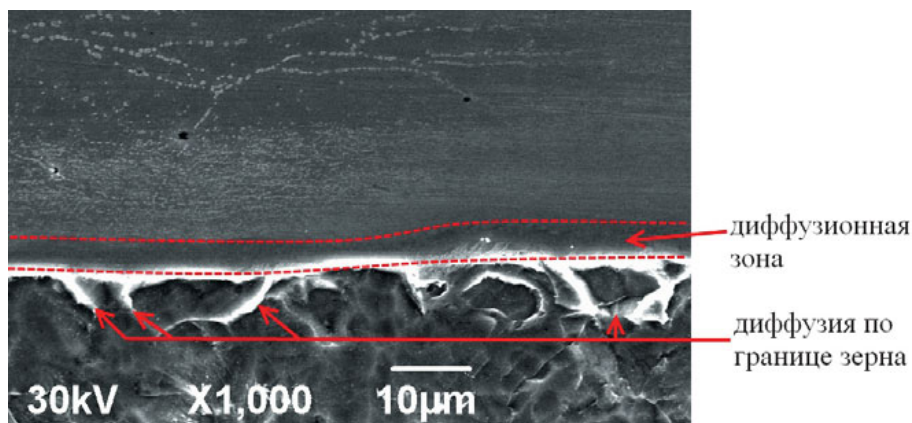


рисунок 7.

Изменение рельефа на границах протравленных зерен