

**ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КОЛИЧЕСТВО СПЕЦИАЛЬНЫХ ГРАНИЦ В ФЕРРИТНОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ**

**В.И. Большаков** д.т.н., проф., **Т.В. Семенов**, **Г.Д. Сухомлин**, д.т.н.,  
**Д.В. Лаухин**, д.т.н., **А.В. Бекетов** к.т.н., доц., **Х.А. Аскеров\***,  
**А.В. Мурашкин\*\***, к.т.н., **В.Н. Ткач\*\*\***, д.т.н., **И.С. Бурькина**, студ.

*ГВУЗ «Приднeпровская государственная академия  
строительства и архитектуры»*

*\*Азербайджанский архитектурно-строительный университет*

*\*\*ММК им. Ильича, \*\*\*Институт сверхтвёрдых материалов им. Бакуля*

**Введение** Продукция из низкоуглеродистых малолегированных сталей, в частности прокат, имеет широкое применение в строительстве, машиностроении, и других отраслях народного хозяйства, поскольку при относительно невысокой себестоимости обладает удовлетворительным комплексом эксплуатационных свойств. Поэтому в последние десятилетия изделия из таких сталей получают все большее распространение, и актуальным является повышение их качественных характеристик без заметного повышения себестоимости.

Одним из направлений повышения физико-механических свойств металлопродукции являются создание новых технологий производства на базе всестороннего изучения и совершенствования ее микроструктуры на всех технологических переделах. Особенно это касается детального изучения кристаллографических характеристик границ зерен, которые ответственны за многие свойства поликристаллических материалов. Границы зерен представляют собой важный и чрезвычайно интересный вид плоскостных дефектов, управление которыми может создавать эффективные инструменты для решения ряда проблем текущего производства. В связи с этим важной задачей является определение характера влияния межкристаллитных границ на свойства поликристаллов и изделий из них. В работах [1-5] рассмотрены структура и свойства специальных границ с позиций теории решёток совпадающих узлов (PCY) и их распространённость в различных материалах. Большинство результатов было получено на сверхчистых, редких и малораспространенных металлах [6-7]. В то же время, данные, которые описывали бы существование и поведение специальных границ в промышленных сталях, практически отсутствуют. Это сдерживает использование теоретических и экспериментальных сведений для создания новых и усовершенствования уже существующих технологий производства металлопроката.

В настоящее время концепция PCY активно развивается, а её результаты уже применяются при зернограничном конструировании различных поликристаллических материалов [4]. Значит, исследования по оценке относительного

содержания и чувствительности к деформационным и температурным условиям специальных низкоэнергетических границ в низкоуглеродистых малолегированных сталях являются актуальной задачей.

**Целью настоящей работы** было установление влияния степени холодной деформации и последующего отжига на возможность управления количественным составом границ зерен, структурой и свойствами проката из низкоуглеродистых сталей.

#### Материал и методы исследования

В качестве объекта для исследования были выбраны низкоуглеродистые малолегированные стали промышленного производства 09Г2С, 06Х1, 10Г2ФБ, которые широко применяются в строительстве, металлургической, нефтегазодобывающих и других областях промышленности. Химический состав сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав сталей 10Г2ФБ, 09Г2С, 06Х1

Марка стали	Содержание элементов, % вес.								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	V	Nb
10Г2Б	0,1	1,75	0,18	0,006	0,02	-	-	0,08	0,02
09Г2С	≤0,12	1,3-1,7	0,5-0,8	≤0,04	≤0,03	≤0,3	≤0,3	-	-
06Х1	≤0,07	0,40-0,65	0,17-0,37	≤0,05	≤0,02	1,10	≤0,5	0,02	0,06

Указанные стали в виде полос размерами 10×20×150 мм в лабораторных условиях деформировали ковкой при комнатной температуре. Набор необходимых степеней деформации был получен путем укова образцов до клиновидной формы толщиной от 1 до 10 мм, со степенями деформации от 20 до 90%. Места вырезки образцов для изготовления шлифов с намеченными степенями деформаций определяли расчётным путём по толщине клиновидной части. Далее клинья отжигали при двух температурах: 750°С и 800°С с выдержкой по 180 минут. Такие режимы термической обработки выбраны с целью изучения характера влияния режимов холодной деформации и последующего отжига на процессы полигонизации, рекристаллизации, роста зерна и образование специальных границ РСУ в частично или полностью рекристаллизованном феррите, но без образования аустенита на местах перлитных зёрен.

Кроме того, поскольку температуры отжига 750°С и 800°С находятся несколько выше критических точек Ас1 исследуемых сталей, они позволяют уточнить поведения ферритной составляющей при реализации технологии контролируемой прокатки по варианту деформации в чистой клетке при экспериментально низких температурах межкритического интервала.

Схемы деформационных и температурных обработок сталей приведены на рисунке 1. Для наиболее полного выявления границ зёрен шлифы подвер-

гали обязательной электролитической полировке, а их травление осуществляли в растворе 1%-ной  $\text{HNO}_3$  в этаноле с добавкой детергента для более чёткого выявления малоугловых и специальных границ, которые растравливаются гораздо слабее обычных.

Анализ количественных соотношений между специальными и производными большеугловыми границами общего типа проводили по специальной методике [8].

Определение принадлежности той или иной границы к специальным осуществляли по следующим признакам [8]:

- резкие изломы под острыми или тупыми углами (фасетки) *всегда* указывают на принадлежность границы к специальным;
- границы, входящие одним или двумя концами в тройные стыки с образованием противоположных углов, близких к  $180^\circ$ , являются специальными  $\Sigma=3$ .

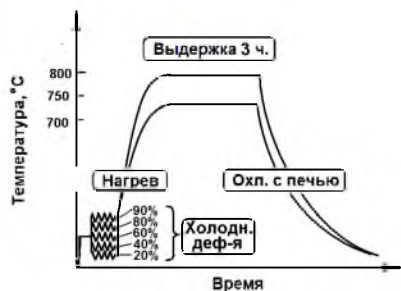


Рис. 1. Схема режимов лабораторной обработки образцов из сталей 10Г2ФБ, 09Г2С и 06Х1.

### Результаты исследований.

На рисунках 2 и 3 показаны наиболее типичные структуры исследуемых сталей в исходном состоянии (рис. 2а) и после холодной деформации (рис. 2б). Анализ фотографий микроструктуры показывает, что при малых степенях деформации ( $\epsilon \leq 40\%$ ) исходные границы зёрен почти не изменяют своей конфигурации, но при больших степенях деформации ( $\epsilon \geq 30\%$ ) течение металла становится более заметным. Кроме того, при высоких степенях деформации проявляются свойства разнородных компонентов структуры: зерна пластичного феррита «обтекают» более прочные группы колоний перлита, которые деформируются в меньшей степени, чем ферритная матрица (рис. 2б).

Анализ структур отожжённых образцов показал, что процессы полигонизации происходят при нагреве активно, но рекристаллизация проявляется слабо, если деформация не превышает 40%, примеры таких структур приведены на рисунках 3а и 3б. При  $\epsilon = 20 \dots 40\%$  в большинстве зёрен наблюдаются мелкие чёрточки – малоугловые субзёренные границы, размеры субзёрен в среднем равны 1...3 мкм. Степень деформации  $\epsilon = 40\%$  является предельной, в

образцах уже часто встречаются отдельные сравнительно крупные зерна, не содержащие дислокационных субграниц – первые рекристаллизованные зёрна с большеугольными границами (рис. 3б).

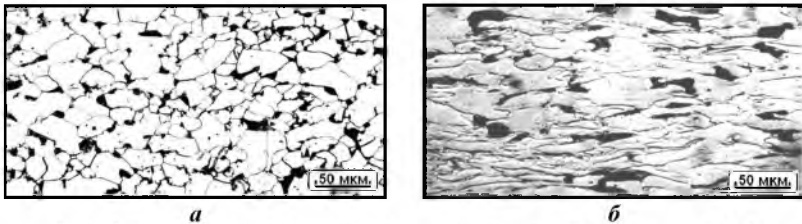


Рис. 2. Типичные структуры исследуемых сталей: *а* – сталь 06X1 в исходном состоянии, *б* – сталь 10Г2ФБ после холодной деформации,  $\varepsilon = 80\%$ .

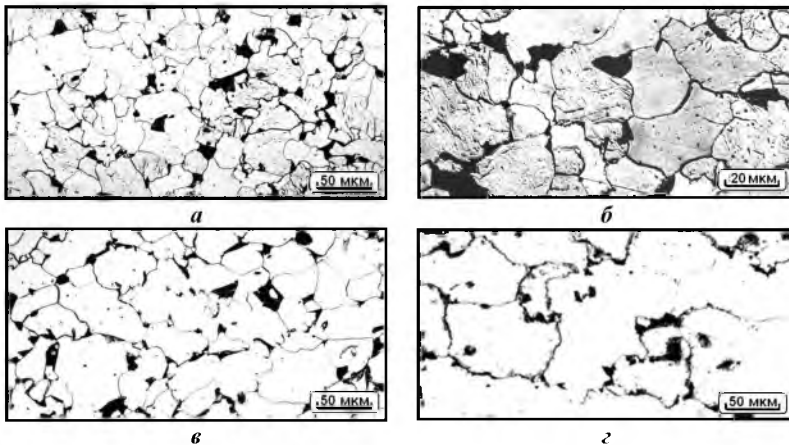


Рис. 3. Структура стали 10Г2ФБ, деформированной и отожжённой при  $800^{\circ}\text{C}$  в течение 180 минут:  
*а* –  $\varepsilon = 20\%$ ; *б* –  $\varepsilon = 40\%$ ; *в* –  $\varepsilon = 60\%$ ; *г* –  $\varepsilon = 80\%$ ;

При исследовании зернограницной структуры термообработанных образцов был использован метод электронной растровой микроскопии с анализом дифракционных картин обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ) на базе сканирующего электронного микроскопа Zeiss EVO-50 (фирмы «Karl Zeiss», Германия), укомплектованного детектором дифракции отраженных электронов фирмы «Oxford Instruments». Дифракционные картины получали при ускоряющем напряжении источника электронов 20 кэВ и токе зонда 1 нА. Наклон образца к исходному пучку электронов составлял  $70^{\circ}$ . Для индексирования линий дифракции проводилось интегрирование по трем дифракционным

картинам линий Кичучи. Данные об ориентации зерен обрабатывали с применением пакета программ «HKL Channel 5». Полученные данные для стали 10Г2ФБ, деформированной на  $\epsilon = 40\%$  и отожжённой при  $800^\circ\text{C}$  в течение 180 минут показаны на рисунке 4.

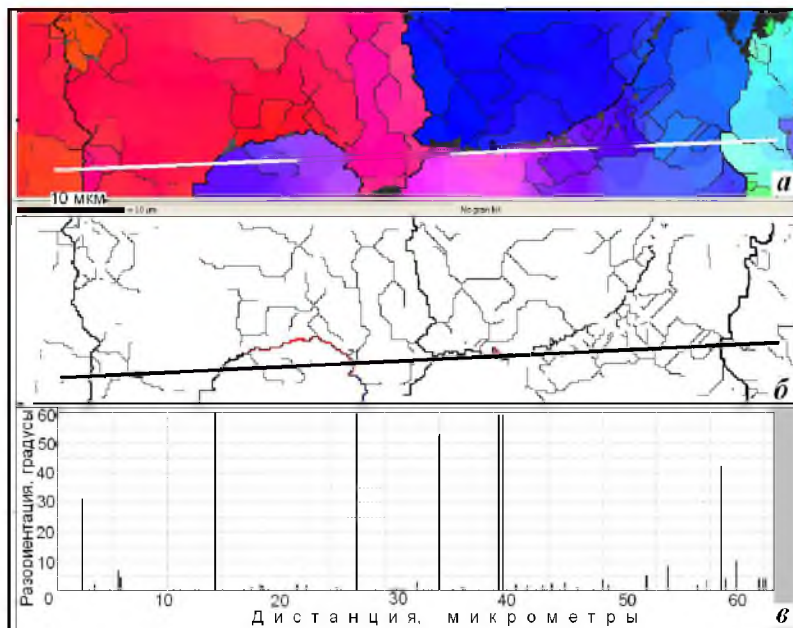


Рис. 4. Результаты EBSD анализа образца  $\epsilon = 20\%$  после отжига при  $800^\circ\text{C}$  в течение 180 минут: *а* – карта разориентаций; *б* – карта распределения границ и субграницы; *в* – углы разориентации на границах и субграницах.

Картированный участок структуры на рисунке 4*а* и контурное изображение границ и субзеренных границ (рис. 4*б*) показывает, что для образца, прошедшего деформацию  $\epsilon = 20\%$ , внутренние объёмы зёрен содержат многочисленные полигональные границы. На диаграмме углов разориентаций (рис. 4*в*) показано, что повороты на полигональных границах редко превышает величину  $1^\circ$ , при этом субзёрна имеют большой разброс по размерам – от 0,5 до 15 мкм. Кроме того, количество специальных границ гораздо меньше, чем в исходном состоянии, так как при деформации свежие дислокации частично оседают на границах зёрен и существенно меняют их разориентацию, разрушая решётку совпадающих узлов. При последующем отжиге новые специальные границы не возникают, так как отсутствуют взаимодействия между существу-

ющими большеугловыми границами, а новые зародыши с «новыми» границами ещё не зародились.

Анализируя структуру деформированных и отожжённых сталей, можно утверждать, что после нагрева до 750°C и выдержке 180 мин. рекристаллизация или вовсе не наступает, или протекает частично даже после значительных степеней деформации. После нагрева до 800°C рекристаллизация проходит на 30...40%, если предшествующая степень деформации составляла менее 40% (рис. 3а, б). При возрастании степени деформации до  $\epsilon = 40\%$ , рекристаллизация при 800°C происходит в подавляющем большинстве объёмов феррита, хотя в некоторых местах ещё остаются небольшие участки, содержащие некоторое количество полигональных границ (рис. 3в).

Если степень деформации превышает значение  $\epsilon = 50\%$ , то рекристаллизация протекает полностью, а размер зерна несколько уменьшается. Дальнейшее повышение степени деформации ведёт к постепенному росту среднего размера зерна и при  $\epsilon = 90\%$  его диаметр приближается к 66 мкм (рис. 3в, г, табл. 2).

Таблица 2

Размер зерна феррита в стали 10Г2ФБ после холодной деформации и отжига при 800°C в течение 180 мин.

Степень деформации, %	20	40	60	80	90
Размер зерна, мкм	22,0	16,5	28,5	47,5	66,0

С ростом деформации и развития рекристаллизации растёт и количество специальных границ, как это следует из диаграммы на рисунке 5.

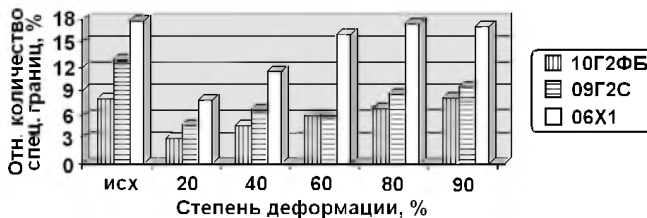


Рис. 5. Диаграмма зависимости количества специальных границ от степени холодной деформации.

Анализ диаграммы показывает, что наименьшее количество специальных границ РСУ наблюдается в стали 10Г2ФБ, так как повышенное содержание углерода, точнее, перлита и легирующих элементов сдерживают рост зерна при исследованных температурах, поэтому большеугловые границы взаимодействуют между собой редко. По этим же причинам, но из-за меньшего содержания углерода в стали 06Х1 количество специальных границ в её структуре наиболее высокое при всех исследованных режимах (рис. 5). Можно

утверждать, что содержание углерода сказывается на доле специальных границ из-за сдерживающего влияния островков перлитной структуры на рост зерна феррита во время отжига при исследованных температурно-временных условиях.

### **Выводы**

1. Методами количественной световой и растровой дифракционной микроскопии (EBSD анализа) исследована зернограничная структура феррита доэвтектоидных низкоуглеродистых сталей.
2. Показано, что с ростом степени деформации количество специальных границ PCY при последующем отжиге при температурах нижнего диапазона межкритического интервала возрастает.
3. С увеличением концентрации углерода количество специальных границ в феррите низкоуглеродистых сталей уменьшается, так как перлитные островки сдерживают рост зерна феррита при отжиге при температурах межкритического интервала.

### **БИБЛИОГРАФИЯ**

1. Косевич В.М., Иевлев В.М., Палатник Л.С., Федоренко А.И. Структура межкристаллитных и межфазных границ. М.: Металлургия. – 1980, – 256 с.
2. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. М.: Металлургия, 1987. – 214 с.
3. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. –М.: Металлургия, –1980, –224 с.
4. Watanabe T. An approach to grain-boundary design for strong and ductile polycrystals // Res Mechanica – 1984. V. 11. – P 47-84.
5. McGinn J. T., Greenhut V. A., Tsakalakos T., Blanc J. A mechanism for fault formation in fine particles and implications for theories of annealing twins in F.C.C. metals. Part 2. /Acta metall., 1982. Vol. 30. P. 2103-2110.
6. Herman G., Gleiter H, Bäro G. Investigation of low energy grain boundaries in metals by sintering. // Acta Met., 1976, v. 24, - P. 353-366.
7. Alexandreanu B., Capella B. Was G. S.. Combined effect of special grain boundaries and grain boundary carbides on IGSCC of Ni-16Cr-9Fe-xC alloys. // Materials Science and Engineering A, v. 300, №1-2, –2001, –P. 94-104.
8. Bolshakov V., Sukhomlin G., Laukhin D., Beketov O., Dergach T., Kuksenko V. Special boundaries and plural grain boundary junctions in the hypoeutectoid ferrite of low-carbon steels.//Theoretical foundations of civil engineering. Warszawa: Polit. Warsh. –2007. – P. 73-80.