

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА  
ФОРМИРОВАНИЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ ГРАНИЦ  
В КАТАНКЕ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

**В. В. Парусов\***, д.т.н., проф., **Г. Д. Сухомлин\*\***, д.т.н., проф., **Л. В. Сагура\***,  
**Э. В. Парусов\***, к.т.н., **А. И. Сивак\***

*\*Институт черной металлургии НАН Украины,*

*\*\*ГВУЗ «Приднепровская государственная академия  
строительства и архитектуры»*

Под границей зерна принято понимать переходную область между двумя кристаллами (или зернами) с разной кристаллографической ориентацией, которые находятся в контакте друг с другом. Границы субзерен и зерен в металлах разделяют на малоугловые (угол разориентации  $\theta$  меньше  $5^\circ$ ) и большеугловые (угол  $\theta \geq 5^\circ$ ) [1]. Границы, проявляющие особые свойства – пониженную поверхностную энергию, слабое линейное натяжение, малую подвижность при высоких температурах и другие, – могут быть отнесены к специальным границам (СГ) [2].

Атомное строение СГ отличается от обычных тем, что для двух решеток, повернутых на определенный угол вокруг некоторой кристаллографической оси, возникает третья, общая для них подрешетка, и атомы на границе находятся в узлах этой подрешетки [3].

Границы зерен в поликристаллах оказывают существенное влияние на структурообразование, деформацию, пластичность и сверхпластичность, высокотемпературную ползучесть и другие свойства металлов и сплавов. С понижением энергии границы, что характерно для СГ, снижается ее адсорбционная способность и эффективность как препятствия для движущихся дислокаций, а также диффузионная подвижность собственных и примесных атомов.

Наибольшее влияние на свойства поликристаллов оказывают СГ  $\Sigma=3$  (каждый третий атом общий для двух решеток) и ее производные  $\Sigma 3^n$ .

Возникновение СГ обусловлено также соблюдением закономерных ориентаций при превращении аустенита. В работе [1] показано, что возникновение специальных разориентаций в мартенсите и игольчатом феррите низкоуглеродистых сталей обусловлено ростом реек мартенсита и бейнита (игольчатого феррита) в соответствии с ориентационным соотношением Курдюмова-Закса (ОС К-3), что приводит к образованию ориентаций, отвечающих типам специальных границ с обратной плотностью совпадающих узлов  $\Sigma = 3, 11, 33$  и 129.

Имеются сведения о том, что ОС К-3 соблюдается не только при сдвиговом полиморфном превращении аустенита, но и при диффузионном механизме превращения [4].

Специальные межфазные границы феррит-цементит с низкой удельной поверхностной энергией образуются также в перлите [4]. Эти границы увеличивают деформируемость углеродистой стали при волочении. Представляло интерес изучить влияние температуры металла после горячей деформации на

повышение удельного количества СГ. Известно, что повышение температуры металла после горячей деформации, при условии, что эта температура превышает температуру рекристаллизации аустенита, приводит к росту зерна и формированию при последующем охлаждении более дисперсного перлита, для которого рост удельного количества СГ является очевидным.

В связи с методическими трудностями определения СГ в перлите углеродистых сталей в качестве модели была выбрана сталь Св-08ГНМ, для которой в зависимости от температуры после горячей деформации определяли удельное количество СГ между зернами феррита.

Определяли количество СГ в структуре доэвтектоидного феррита катанки из стали Св-08ГНМ, полученной с применением двух разных условий термомеханической обработки (ТМО): режим 1 – температура раскладки катанки на витки 940-960 °С; режим 2 – температура раскладки катанки на витки 990-1000 °С. После раскладки катанки на витки по режимам 1 и 2 ее охлаждали на воздухе в одинаковых условиях.

Оценку удельного содержания СГ обычно осуществляют путем определения взаимной ориентации зерен непосредственно на шлифе методом дифракции отраженных электронов. Он основан на анализе дифракционных картин каналирования электронов, отражённых непосредственно от металлографического шлифа. Благодаря развитию компьютерной техники и программного обеспечения, стало возможным производить расшифровку дифракционной картины с высокой скоростью и в считанные минуты получать полную картину угловых соотношений на границах. Созданы приборы и компьютерные программы, позволяющие анализировать с шагом 0,5...5,0 мкм ориентацию около 80 точек в секунду. Это даёт возможность обработать за короткий промежуток времени большие массивы кристаллов, до 20 000 единиц в час, и создать ориентационную картину зеренной структуры.

С другой стороны, при этом точность определения углов и осей разориентации невелика, отклонения достигают 3...7 градусов. Очевидно, что такая неточность приводит к «переводу» значительного количества границ из разряда обычных в специальные и, таким образом, к завышению доли последних. Вероятность такого завышения возрастает также в связи с принятием в программе обработки данных критерия Брендона [5], который определяет допустимый угол отклонения от теоретического по теории РСУ:

$$\Delta\Theta = \Delta\theta \times \Sigma^{-2},$$

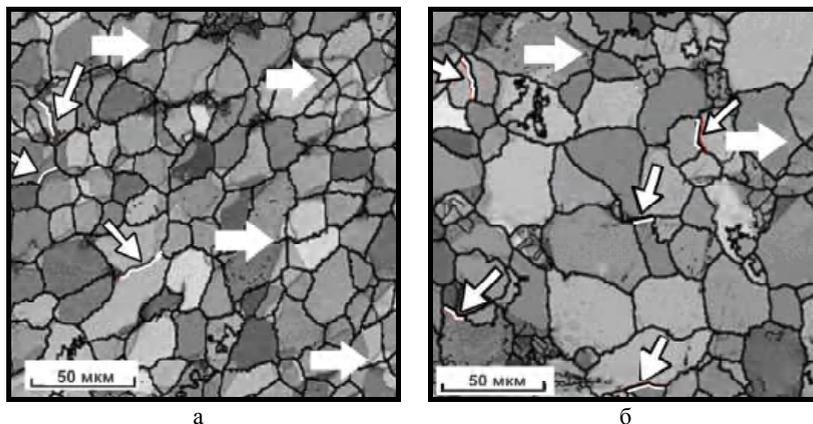
где  $\Delta\theta$  – угол, при котором граница переходит из малоугловой дислокационной в большеугловую. Он допускает отклонение до 9 градусов для границы  $\Sigma=3$  и до 5 градусов для  $\Sigma=9$ .

В результате совместного действия нескольких вышеуказанных факторов на большинстве ориентационных картин, полученных в автоматическом режиме, наблюдаются многочисленные противоречия, которые носят принципиальный характер и могут привести к получению и недостоверных результатов.

Отражательная дифракция в сканирующем микроскопе высокопродуктивна, однако отмеченные недостатки могут ограничить в некоторых случаях её применение.

По первой методике оценку количества СГ осуществляли путем опреде-

ления взаимной ориентации зерен непосредственно на шлифе методом дифракции отраженных электронов (EBSD-анализ) в сканирующем электронном микроскопе JSM-7001F. Автоматическое определение кристаллографической ориентации на поверхности шлифа проводили с шагом 0,5 мкм; в каждом эксперименте выбирали область 578×543 шагов (рис. 2).



**Рис. 1.** Структура стали Sv-08ГНМ после обработок: *а* – по режиму 1; *б* – по режиму 2. Малыми стрелками обозначены специальные границы, крупными прозрачными – четверные и пятерные стыки. Сканирующий электронный микроскоп, дифракция в отражённых электронах.

Для получения текстурных характеристик образцов и детального анализа разориентации границ использовали метод анализа дифракционных картин обратно рассеянных электронов с использованием Кикучи-линий – дифракционной картины при интенсивном освещении образца расходящимся пучком излучения, которая состоит из пар симметрично расположенных темных и светлых параллельных линий и позволяет определить ориентацию кристалла по отношению к электронному пучку. Эта методика дает возможность обработать за короткий срок большие массивы кристаллов. С другой стороны, точность определения углов и осей разориентации не всегда высокая. Это связано как с принципиальными теоретическими возможностями явления дифракции на отражение, так и с большой чувствительностью метода к качеству поверхности образца и параметрам настройки программного обеспечения.

Количество СГ, автоматически определенных микроскопом на образцах, охлажденных по режиму 1 колеблется в пределах 0,59...0,68 % от общего количества границ. В структуре стали, охлажденной по режиму 2 эти пределы составляют 0,80...1,10 %.

Отношение количества СГ на образцах, охлажденных по высокотемпературному режиму к количеству СГ на образцах, охлажденных по низкотемпературному режиму, составляет 1,49.

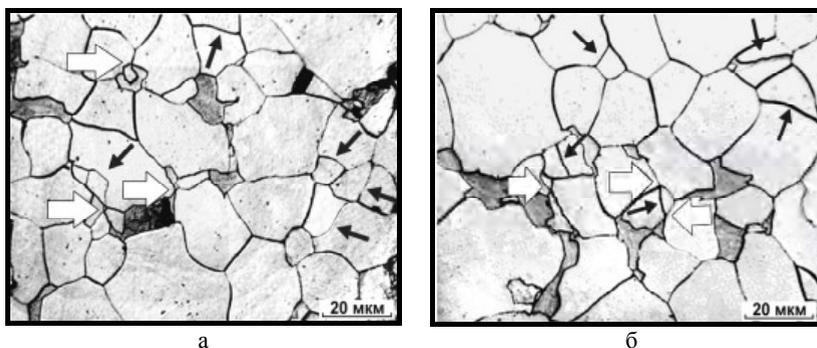
Определить относительное количество СГ в поликристаллах можно также на травлённых соответствующим образом шлифах методом световой мик-

роскопии. О наличии СГ свидетельствует сочетание или чёткое проявление одного или двух из указанных признаков:

- наличие зигзагообразных фасеток;
- пониженная травивость;
- противолежащие углы в тройных стыках близкие к  $180^\circ$

и некоторые другие.

В работе использовали обе упомянутые методики оценки количества СГ. По второй методике на каждой фотографии (рис. 2), полученной с помощью светового микроскопа, анализировали не менее 200 границ, входящих в тройные и четверные стыки. По условиям равновесия сил четверные стыки могут образоваться, если одна из границ имеет значительно пониженную энергию или является специальной. Во время миграции границ четверные стыки более пассивны, чем тройные и способствуют стабилизации зеренной структуры.



**Рис. 2.** Структура стали Св-08ГНМ после обработок: *а* – по режиму 1; *б* – по режиму 2. Чёрными стрелками обозначены специальные границы, прозрачными – четверные и пятерные стыки. Световая микроскопия.

Оценка показала, что количество СГ в структуре стали, охлажденной по низкотемпературному режиму 1, колеблется в пределах 21...29 % от общего количества границ. В структуре стали, охлажденной по высокотемпературному режиму 2 – 27...40 % (табл.1, рис. 2). Отношение количества СГ в образцах, охлажденных по высокотемпературному режиму 2, к количеству СГ в образцах, охлажденных по низкотемпературному режиму 1, составляет 1,40, т.е. отношения удельного количества СГ, полученные по первой и второй методике, практически одинаковы. Использование указанных отношений позволяет устранить влияние больших систематических ошибок.

Было установлено, что увеличение на  $40\text{--}50^\circ\text{C}$  температуры раскладки катанки на витки приводит к изменению величины зерна на 1 балл. Так, катанка, обработанная по режиму 1 ( $940\text{--}960^\circ\text{C}$ ) имеет величину зерна, соответствующую 10 баллу, а катанка, обработанная по режиму 2 ( $990\text{--}1000^\circ\text{C}$ ), – 9 баллу.

*Количество специальных границ в структуре стали Св-08ГНМ  
после термомеханической обработки по режимам 1 и 2.*

Режим	Номер фотографии						Средний % СГ
	1	2	3	4	5	6	
1	29,5	23,92	26,0	21,5	22,75	22,5	24,36
2	40,33	34,0	37,0	34,25	27,3	31,6	34,08

Таким образом, повышение температуры раскладки катанки на витки после горячей деформации способствуют росту зерна и снижению дефектности структуры, что связано с формированием большего количества специальных границ. Катанка с повышенным количеством специальных границ обладает более высокой пластичностью и может подвергаться прямому (без термической обработки) волочению на готовый размер проволоки.

### **Использованная литература**

1. Большаков В. И. Специальные границы в мартенситных структурах низкоуглеродистых сталей / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, К. Эснурф [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2006. – № 4. – С. 5-14.
2. Большаков В. И. Полигонизация аустенита при контролируемой прокатке / В. И. Большаков, Д. В. Лаухин. – Днепропетровск: ПГАСА, 2011. – 265с.
3. Kronberg M.L., Wilson F. N. Secondary recrystallization in copper. // *Trans. AIME,* - 1949, – Vol. 18, – P. 501-514.
4. Большаков В.И. Атлас структур металлов и сплавов / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Д. В. Лаухин. Днепропетровск: ПГАСА, – 2010. – 173 с.
5. D.G. Brandon, *The Structure of High-Angle Grain Boundaries.* Acta Metallurgica, – 1966, Vol. 14, –, P. 1479-1484,