

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОЙ АНИЗОТРОПИИ В ФЕРРИТНО-БЕЙНИТНЫХ ШТРИПСОВЫХ СТАЛЯХ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА УРОВЕНЬ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ*

А. А. КАЗАКОВ, Д. В. КИСЕЛЕВ, Е. И. КАЗАКОВА, О. В. КУРОЧКИНА, Е. И. ХЛУСОВА, В. В. ОРЛОВ**

В данной статье представлены различные варианты количественного описания структурной анизотропии ферритно-бейнитных сталей, основанные на селективном трении областей бейнитной реечной морфологии и их оценке с помощью статистического анализа изображений.

Установлено, что структурная анизотропия, оцененная в объемной доле и размером протяженных областей бейнитной реечной морфологии, вытянутых вдоль направления прокатки, достаточно описывает механические свойства при растяжении и удельном изгибе листового проката штрипсовых сталей с пределом текучести от 485 до 625 Н/мм².

Ключевые слова: ферритно-бейнитная сталь, структура, анизотропия, термомеханическая обработка, механические свойства, бейнитная реечная морфология, удельная вязкость, статистический анализ изображений.

На свойства стали определяющее влияние оказывает ее структура, которая зависит от уровня и композиции легирования, технологии термической и термомеханической обработки. Именно особенности внутреннего строения определяют уровень прочностных характеристик и склонность к хрупким разрушениям [1]. Однако, если в более ранних исследованиях было установлено, что по сравнению с углеродистыми сталями с ферритной структурой легированные стали с мартенситной структурой отличаются более высоким сопротивлением хрупким разрушениям, то для низкоуглеродистых низколегированных сталей со смешанной структурой все еще затруднительно установить наиболее оптимальное структурное состояние, обеспечивающее высокие значения прочностных характеристик и уровня вязкости.

Для получения требуемого комплекса свойств в низкоуглеродистой низколегированной стали необходимо сформировать высокодисперсную субструктуру, обеспечивающую, в соответствии с установленными Холлом и Петчем закономерностями и развитыми в дальнейшем представлениями, одновремен-

ное повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$ и снижение температуры хрупковязкого перехода $T_{\text{пер}}$ [2–4]:

$$\begin{aligned}\sigma_{0,2} &= \sigma_i + k_1 d_1^{-1/2} + k_2 d_2^{-1}, \\ T_{\text{пер}} &= A - B \ln d_1^{-1/2},\end{aligned}$$

где σ_i — напряжение трения решетки; k_1, k_2 — постоянные; d_1, d_2 — размер зерна или субзерна; A, B — постоянные металла.

При производстве высокопрочных штрипсовых сталей, поставляемых с ограниченным уровнем легирования ($C_{\text{экр}} = 0,38–0,44\%$ ***) вследствие высокой металлоемкости магистральных трубопроводов и большого объема сварочных работ, для формирования мелкозернистой структуры используют термомеханическую обработку (ТМО). В связи с этим крайне важным является получение в низкоуглеродистых низколегированных сталях квазиизотропной структуры с заданным соотношением составляющих и их морфологического подобию (размер зерен и субзерен, плотность дислокаций, доля и размер включений) [5–7], при этом существенное значение имеет размер зерна аустенита.

* Работа выполнена в рамках государственного контракта № 02.531.11.9002 от 15.03.07.

** А. А. Казаков, Д. В. Киселев, Е. И. Казакова, О. В. Курочкина, Санкт-Петербургский государственный политехнический университет; Е. И. Хлусова, В. В. Орлов, ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия; kazakov@thixomet.ru

*** $C_{\text{экр}} = C + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15}, \%$.

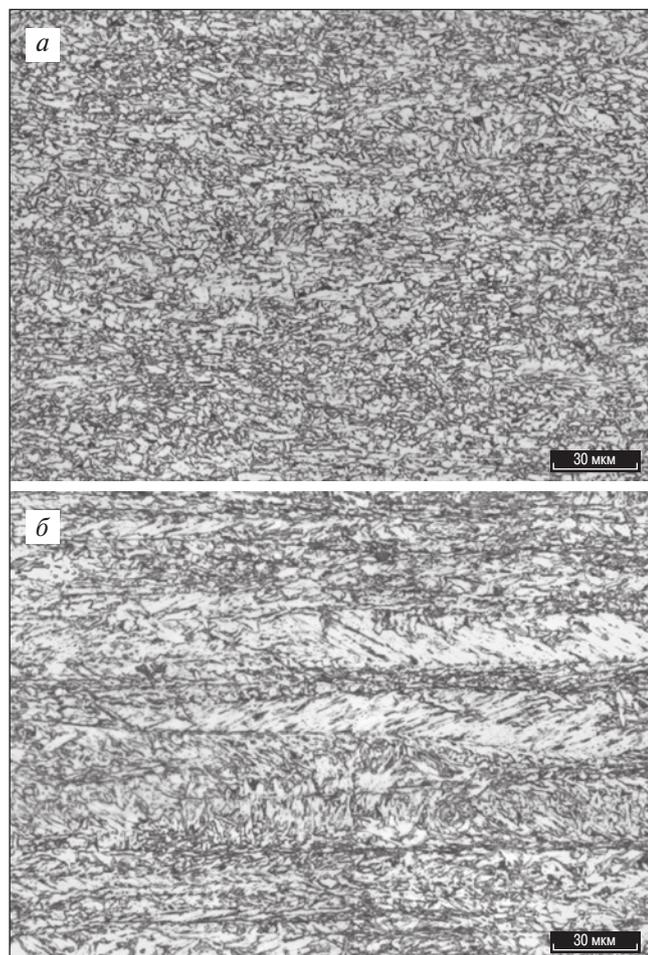


Рис. 1. Ферритно-бейнитная структура с гранулярным (а) и реечным (б) бейнитом в низкоуглеродистой низколегированной стали

Во время и после горячей пластической деформации или при междеформационных паузах основными процессами, которые оказывают влияние на формирование аустенитной структуры, являются динамическая и метадинамическая рекристаллизация, статический возврат и статическая рекристаллизация (первичная, вторичная, собирательная), позволяющие измельчать аустенитное зерно. При последующем охлаждении из мелкозернистого рекристаллизованного аустенита формируется ферритно-бейнитная структура с бейнитом преимущественно глобулярной морфологии [8], близкой к морфологии квазиполигонального феррита (рис. 1, а). В результате этого после превращения происходит дробление аустенитного зерна, исходная фрагментация усиливается [9], что позволяет обеспечить достаточно высокий уровень прочностных характеристик, вязкости и хладостойкости стали.

Однако в штрипсовых сталях из-за высокого содержания микролегирующих элементов часто не удается обеспечить формирование рекристаллизованного аустенита. При охлаждении из нерекристал-

лизованных зерен аустенита формируются вытянутые в направлении прокатки крупные области реечного бейнита, при этом разбиения аустенитного зерна не происходит (рис. 1, б). Было установлено [10], что наличие таких областей обуславливает снижение сопротивления стали хрупким разрушениям, однако количественная оценка доли таких областей, приводящих к снижению свойств, представлялась затруднительной из-за отсутствия методик выявления реечного бейнита в структуре ферритно-бейнитной стали.

В настоящее время такая методика разработана [11]. Это позволило исследовать взаимосвязь структуры и механических свойств при растяжении и ударном изгибе листового проката штрипсовых сталей с пределом текучести от 485 до 625 Н/мм² с целью определения количественного критерия оценки структурной анизотропии ферритно-бейнитных сталей, обеспечивающего заданные требования к уровню их механических характеристик.

Материал и методика исследования

Исследования проводили на марганцевых и марганцево-никелевых штрипсовых сталях классов прочности К60 (Х70), К65 (Х80) и К70 (Х90) с ферритно-бейнитной структурой после термомеханической обработки. Исследуемые стали имели отличия по уровню прочностных характеристик и работе удара. Выплавку сталей проводили в конвертере с последующей внепечной обработкой и вакуумированием.

В табл. 1 приведено содержание углерода, примесных и микролегирующих элементов, а также механические свойства исследуемых сталей, изготовленных по разным технологическим режимам ТМО, а в табл. 2 — механические свойства стали Х70 на образцах, вырезанных в продольном и поперечном прокатке направлениях. При изготовлении листов варьировались температурные интервалы черновой и чистовой прокатки и температура конца охлаждения.

Образцы для исследования микроструктуры вырезали из проб как на всю толщину листов (поверхность шлифов была направлена параллельно и перпендикулярно направлению прокатки), так и непосредственно под поверхностью разрушения после испытаний на ударную вязкость образцов с V-образным надрезом при $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Металлографические исследования проводили методом оптической металлографии на моторизованном оптическом микроскопе Axiovert 200 MAT, оснащенный анализатором изображений Thixomet. Полосчатость оценивали по ГОСТ 5640, неметаллические включения определяли по ГОСТ 1778–70 и ASTM E 1245, а анизотропию структуры — по ори-

Т блиц 1.

Содержание углерода, примесных и микролегирующих элементов в исследованных сталях и механические свойства листового проката (поперечное направление)

М р к ст ли	№ лист	Содержание элементов, %						Механические свойства			
		C	S	P	Al	N	Ti+Nb+V	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %	KCV ⁻⁴⁰ , Дж/см ²
K60	1	0,050	0,0011	0,008	0,031	0,0066	0,100	521	591	22	300, 302
								520	591	22	
X70	2	0,044	0,0040	0,006	0,043	0,0070	0,086	518	612	22	272, 272
								532	612	22	
X80	3	0,049	0,0020	0,006	0,041	0,0070	0,084	540	616	21	279, 275
								527	610	24	
	4	0,049	0,0020	0,006	0,041	0,0070	0,084	590	662	20	287, 289
								586	655	20	
K70	5	0,059	0,0016	0,005	0,031	0,0069	0,091	581	672	16	300, 218
								617	683	16	
	6	0,063	0,0015	0,007	0,040	0,0060	0,085	620	688	20	79, 211
								618	695	20	

Т блиц 2.

Механические свойства листового проката из стали X70 на образцах, вырезанных в продольном и поперечном (относительно прокатки) направлениях

№ обр зц	Продольные			Поперечные		
	$\sigma_{0,2}$ ср., Н/мм ²	σ_B ср., Н/мм ²	δ , %	$\sigma_{0,2}$ ср., Н/мм ²	σ_B ср., Н/мм ²	δ , %
21	521	591	24	544	615	21
			25			23
22	526	597	25	552	626	22
			24,5			23
23	504	586	25	518	601	24
			25			25
24	529	599	23,5	543	621	21,5
			24			22
25	514	587	23	539	614	21
			25			21,5
26	510	581	25	530	602	21
			24			21
27	520	592	25	542	619	22
			25			25
28	499	578	21,5	524	600	23
			26			23
29	525	601	21	541	620	21
			24			23

гинальным методикам, приведенным в работе [11]. Металлографические исследования проводили после травления шлифов в 3%-ном спиртовом растворе азотной кислоты HNO₃ в светлом поле и после травления в 10%-ном водном растворе тиосульфата натрия в поляризованном свете. Именно исследования в поляризованном свете после травления тиосульфатом натрия позволили однозначно выделить и далее с помощью анализатора изображения

оценить метрические параметры бейнитных областей речной морфологии, которые использовались для оценки их влияния на механические свойства стали.

Результаты исследований и их обсуждение

Влияния полосчатости структуры, оцененной по ГОСТ 5640, и содержания в стали неметалли-

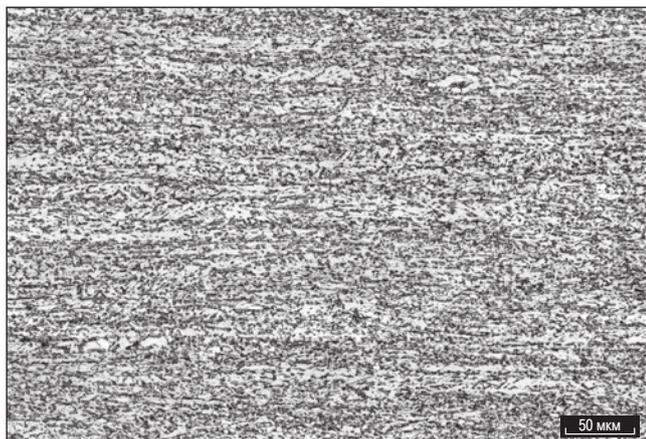


Рис. 2. Микроструктура стали K70 в плоскости, параллельной поверхности излома ударного образца, после травления (3 % HNO_3 в спирте)

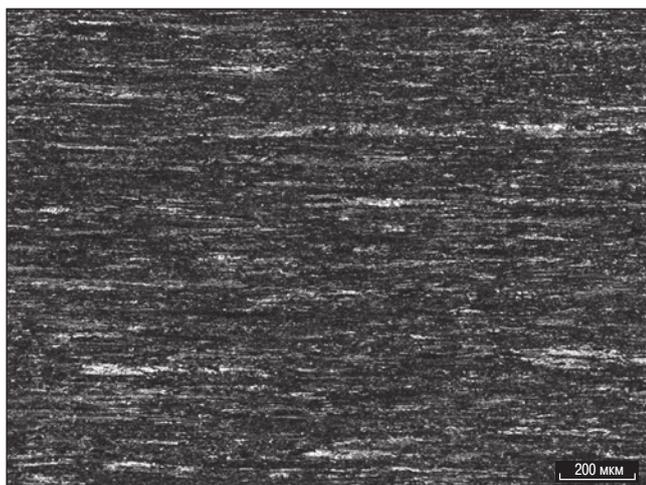


Рис. 3. Микроструктура стали K70 (см. рис. 2) после травления на бейнит реечной морфологии и исследования в поляризованном свете

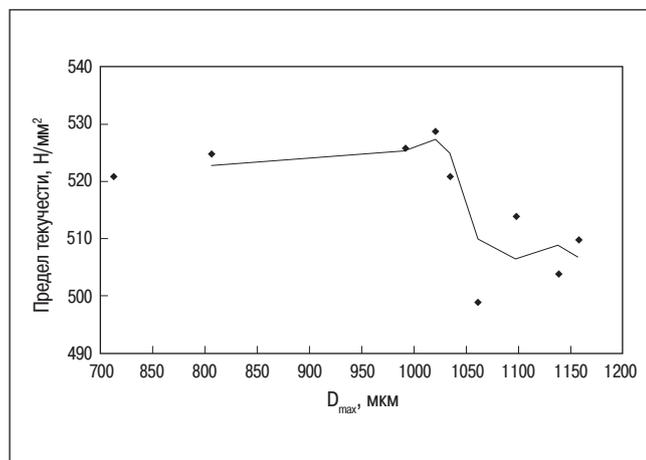


Рис. 4. Влияние протяженности областей бейнита реечной морфологии на предел текучести продольных образцов стали класса прочности X70

ческих включений, найденного по ГОСТ 1778–70 и ASTM E 1245, на механические свойства выявлено не было. Однако другие металлографические исследования показали, что после ТМО образуются вытянутые вдоль линии прокатки обширные области бейнита реечной морфологии (рис. 2), которые значительно снижают уровень механических свойств листовой стали, особенно ее вязкость [10].

Количественный анализ выявленной таким образом структуры невозможен, так как при обработке приведенного изображения не удастся выделить границы блоков реечного бейнита. В связи с этим была разработана методика селективного травления [11], которая позволила однозначно выделить области бейнита реечной морфологии и оценить структурную анизотропию стали. С помощью анализатора изображений были измерены объемная доля и протяженность продольных межфазных границ областей реечного бейнита (рис. 3), во многом определяющих механические свойства трубных сталей этих классов прочности.

Провели исследования более 50 панорамных изображений аналогичных структур. Площадь каждой построенной вблизи одной четверти по толщине листа при увеличении $\times 100$ панорамы составила 18 мм² или несколько десятков полей зрения, видимых в окуляры микроскопа при этом увеличении. На панорамных изображениях структур определяли границы областей реечной морфологии в режиме «автоматических измерений» с использованием соответствующего модуля анализатора изображений Thixomet. Для количественной оценки их влияния на механические свойства использовали следующие параметры структуры: объемная доля бейнитных областей реечной морфологии; максимальная протяженность межфазных границ в направлении прокатки, полу-

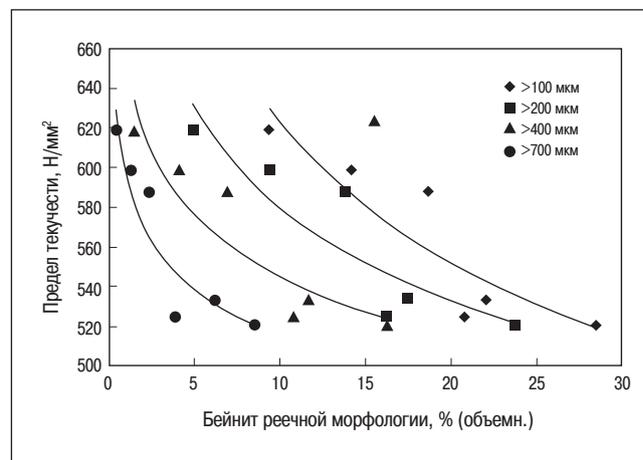


Рис. 5. Влияние протяженности и объемной доли областей бейнита реечной морфологии на предел текучести для образцов стали классов прочности X70, X80, K70 (см. табл. 1)

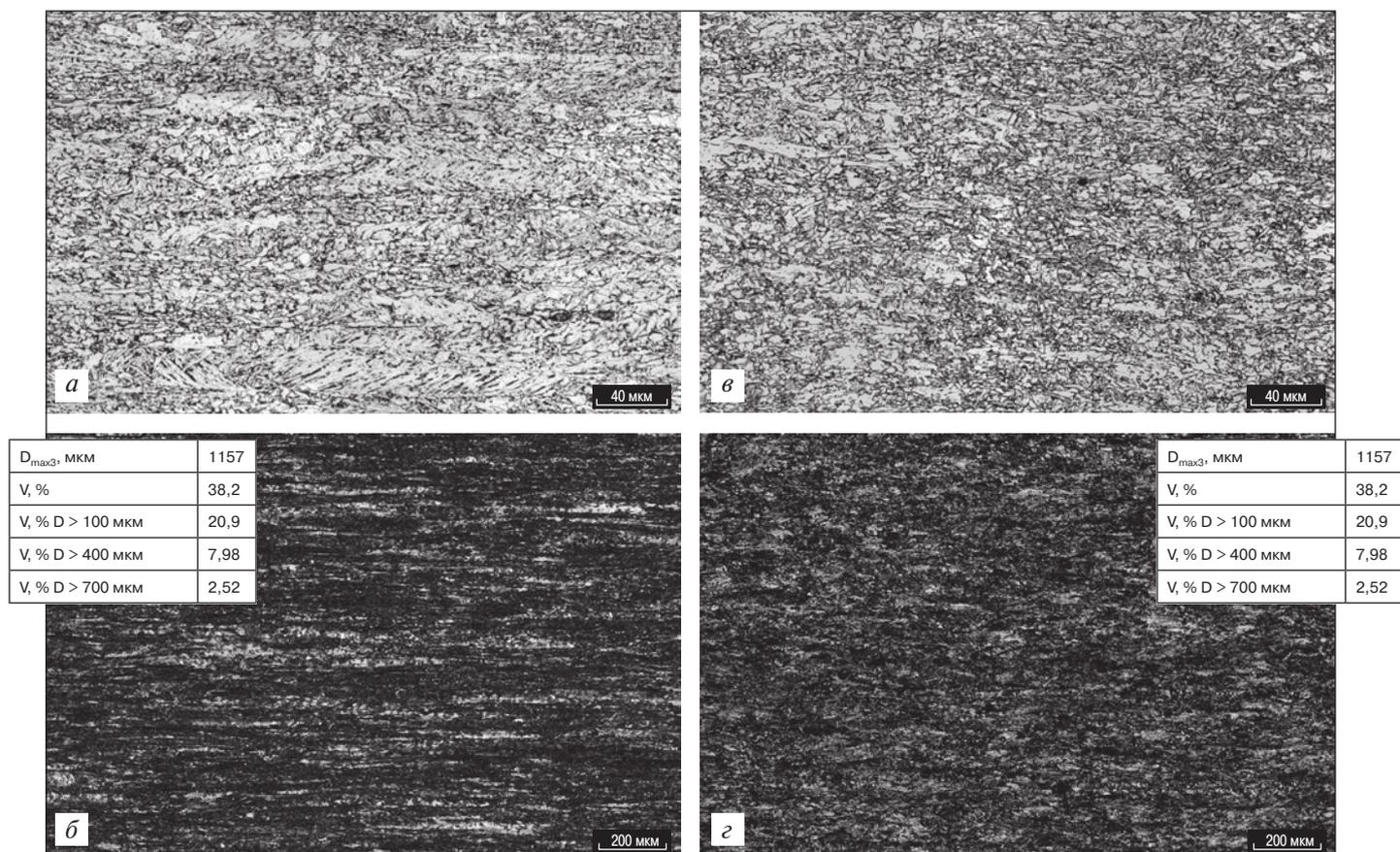


Рис. 6. Микроструктура образца № 26 в продольном сечении (а, б), в поперечном сечении (в, з): а, в — после травления 3 % HNO_3 в спирте; б, з — в поляризованном свете после травления на бейнит реечной морфологии

ченная как среднее из трех максимальных длин областей $D_{\max 3}$; объемные доли бейнитных областей V , превышающих по размеру 100, 200, 300, ..., 1000 мкм, или гистограммы распределения длин областей бейнита реечной морфологии.

На рис. 4 представлена зависимость предела текучести от максимальной протяженности межфазных границ областей реечного бейнита для образцов стали класса прочности Х70 (см. табл. 2).

Как следует из рис. 4, наличие в структуре областей реечного бейнита протяженностью 1 мм и более, оцененное по трем максимальным значениям, приводит к снижению предела текучести стали. Неоднозначность изменения данной зависимости связана с тем, что металлографические исследования проводили на металле образцов, полученных из соседнего участка того же листа, откуда были отобраны пробы на растяжение. Это косвенно указывает на неравномерность свойств по площади листа.

Более строгие зависимости, подтверждающие найденные выше закономерности, были получены на других образцах стали классов прочности Х70, Х80, К70 (рис. 5): предел текучести зависит от объемной доли бейнита реечной морфологии в структуре, точнее, от объемной доли областей, размер которых превышает 100, 200, 400 и 700 мкм. Чем протяженнее об-

ласти реечного бейнита, тем интенсивнее их влияние на предел текучести стали. Например, для снижения предела текучести с 620 МПа до 520 МПа достаточно 8 % (об.) бейнита реечной морфологии протяженностью более 700 мкм. Такие сериальные кривые могут быть использованы для обоснования предельных значений объемной доли бейнитных областей реечной морфологии соответствующих размерных групп для сталей различного класса прочности.

Таким образом, для повышения прочностных характеристик трубных сталей исследованных классов прочности необходимо минимизировать размер бейнитных областей реечной морфологии, причем для каждого класса прочности стали можно найти предельные размеры таких областей и соответствующую им объемную долю (см. рис. 5).

На примере образца № 26 (см. табл. 2) можно оценить влияние структуры на свойства стали в продольном и поперечном сечениях. Протяженность областей реечного бейнита в продольном сечении почти в три раза больше, чем в поперечном, причем объемная доля областей размером более 400 мкм в структуре поперечного образца практически отсутствует (рис. 6). Аналогичные результаты получены для всех образцов, представленных в табл. 2. Приведенное на рис. 7 распределение длин бейнитных областей реечной морфологии

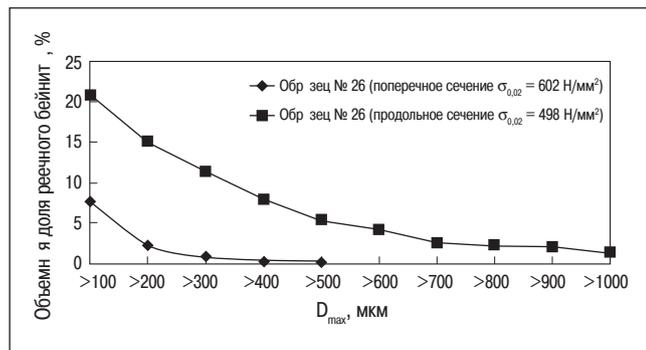


Рис. 7. Распределение максимальных длин бейнитных областей речной морфологии в поперечном и продольном сечениях образца № 26

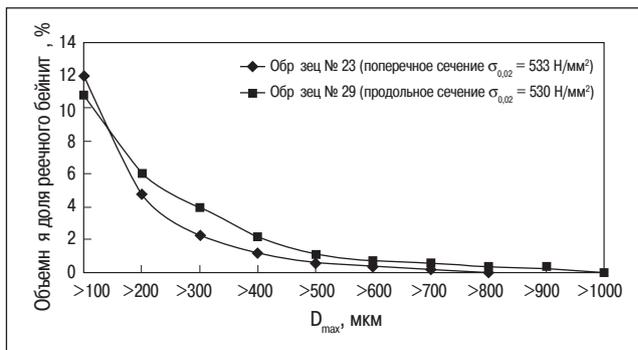


Рис. 8. Распределение максимальных длин бейнитных областей речной морфологии в образцах с одинаковыми свойствами в поперечном и продольном сечениях (на примере образцов № 23 и 29)

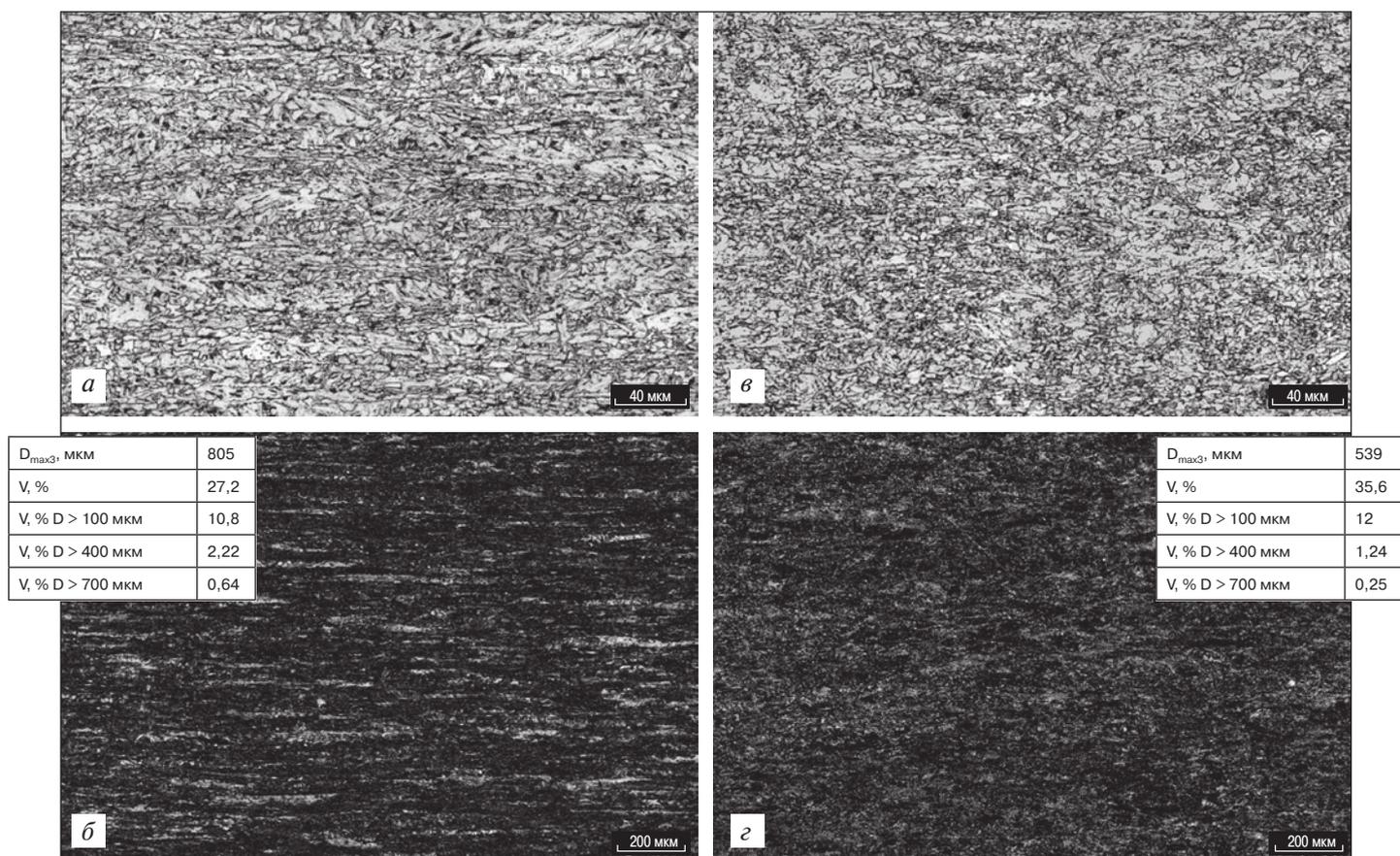


Рис. 9. Микроструктура образца № 29 в продольном сечении (а, б) и образца № 23 в поперечном сечении (в, г): а, в — после травления 3 % HNO_3 в спирте; б, г — в поляризованном свете после травления на бейнит речной морфологии

подтверждает, что именно анизотропия структуры влияет на прочностные характеристики стали.

После количественной оценки структур с разными показателями прочности были выбраны образцы в продольном и поперечном направлениях с близкими значениями пределов текучести. Результаты исследования структуры и их влияние на свойства приведены на рис. 8 и 9.

Из полученных результатов следует, что объемная доля бейнитных областей речной морфологии и их

протяженность однозначно характеризуют предел текучести всех исследованных трубных сталей независимо от направления вырезки образцов.

Дальнейшие исследования показали (рис. 10), что объемная доля бейнитных областей речной морфологии и их протяженность являются также критическими параметрами, определяющими ударную вязкость стали класса прочности К70 после испытания образцов с V-образным надрезом при температуре -40 °С: чем больше протяженность обла-

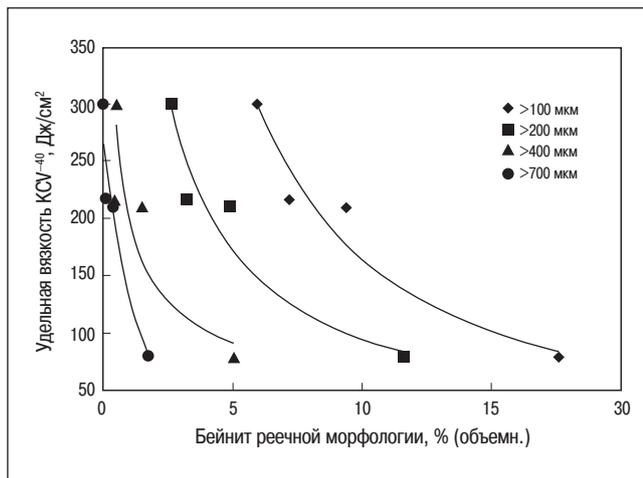


Рис. 10. Влияние объемной доли и протяженности областей бейнита речной морфологии на работу удара образцов стали класса прочности К70

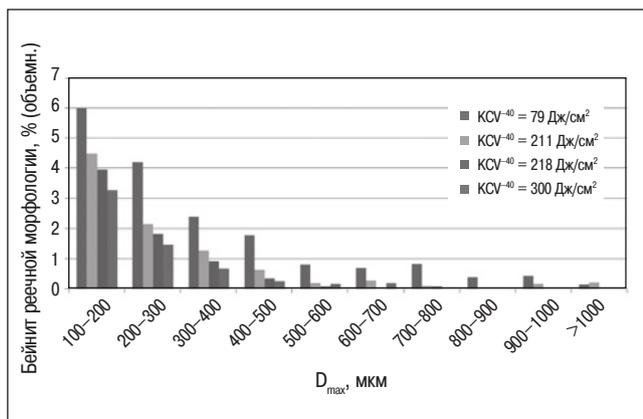


Рис. 11. Гистограмма распределения длин областей бейнита речной морфологии от 100 мкм до ≥1000 мкм в ударных образцах стали класса прочности К70

стей речного бейнита, тем значительнее снижение ударной вязкости.

В структуре образца стали с высоким значением ударной вязкости (300 Дж/см²) содержится 27 % (объемн.) бейнита речной морфологии, причем большая доля (21 % (объемн.)) приходится на небольшие области размером до 100 мкм, остальные 6 % (объемн.) распределены по размерам от 100 до 700 мкм (рис. 11). В структуре образца с самым низким значением ударной вязкости (79 Дж/см²) содержится уже 34 % (объемн.) бейнита речной морфологии, причем только 16 % приходится на области размером до 100 мкм, а остальные 18 % распределены по всем градациям длин: от 100 мкм и выше, включая 1 % наиболее протяженных областей от 800 мкм и выше.

Очевидно, что наличие вытянутых областей бейнита речной морфологии значительной протяженности сказывается на снижении хладостойкости стали.

Таким образом, удалось показать, что прочностные характеристики, в частности предел текучести,

а также хладостойкость, оцениваемая по результатам испытаний на ударную вязкость (KCV) при температуре -40 °С, определяется структурой стали, а именно: соотношением структурных составляющих, их дисперсностью, содержанием неметаллических включений и морфологией структурных составляющих. Объемная доля бейнитных областей речной морфологии и их параметры (максимальная протяженность в направлении прокатки) могут выступать в качестве количественного критерия структурной неоднородности штрипсовых сталей.

Выводы

1. Предложены различные варианты количественного описания структурной анизотропии ферритно-бейнитных сталей, основанные на селективном травлении областей бейнита речной морфологии и их оценке с помощью автоматического анализа изображений.

2. Установлено, что структурная анизотропия, оцениваемая объемной долей и размером вытянутых вдоль направления прокатки, адекватно описывает механические свойства при растяжении и ударном изгибе листового проката штрипсовых сталей с пределом текучести от 485 до 625 Н/мм².

3. Количественные критерии оценки структурной анизотропии ферритно-бейнитных сталей могут стать важными параметрами оценки их качества при сдаточном контроле, а также для совершенствования технологии получения листового проката штрипсовых сталей.

4. Разработанная методика оценки структуры ферритно-бейнитных сталей наряду с созданием методов автоматизированной оценки вида излома технологических проб после динамических испытаний падающим грузом позволит создать систему количественных критериев оценки качества листового проката штрипсовых сталей после ТМО. ЧМ

Библиографический список

1. Ан ст си ди Г. П., Сильников М. В. Неоднородность и работоспособность стали. — СПб.: ООО «Издательство «Полигон»», 2002. — 624 с.
2. Козлов Э. В. Параметры мезоструктуры и механические свойства однофазных металлических материалов. // Вопросы материаловедения. 2002. № 1 (29). С. 50–69.
3. Пнин В. Е., Гриняев Ю. В., Днилов В. И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990. 255 с.
4. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. Киев: Наукова думка, 1975. 316 с.

5. Микляев П. Т., Фридрих Я. Б. Анизотропия механических свойств металлов. — М.: Металлургия, 1986. 226 с.

6. Кудря А. В. Роль разномасштабных структур в обеспечении пластичности и вязкости структурно-неоднородных сталей. // МиТОМ. 2005. № 5. С. 18–24.

7. Хлусов Е. И., Михайлов М. С., Орлов В. В. Особенности формирования структуры толстолистовой низкоуглеродистой стали при термомеханической обработке. // Деформация и разрушение. 2007. № 6. С. 18–25.

8. Хлусов Е. И., Круглов А. А., Орлов В. В. Влияние горячей пластической деформации в аустенитной области на формирование структуры низколе-

гированной низкоуглеродистой стали. // МиТОМ. 2007. № 12. С. 3–8.

9. Рыбин В. В., Хлусов Е. И., Нестеров Е. В. и др. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением. // Вопросы материаловедения. 2007. № 4(52). С. 329–340.

10. Михайлов Н. В., Мотовилин Г. Д., Хлусов Е. И. и др. Структурная неоднородность и методы ее снижения для повышения качества конструкционных сталей. // Вопросы материаловедения. 2009. № 3(59). С. 52–64.

11. Козлов А. А., Козлов Е. И., Киселев Д. В. и др. Разработка методов оценки микроструктурной неоднородности трубных сталей // Черные металлы. 2009. № 12. С. 12–17.

УДК 621.744.3

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ФИЛЬТРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МЕЛКИХ ОТЛИВОК В СТОПОЧНЫХ ФОРМАХ

Е. А. ЧЕРНЫШОВ, А. А. ЕВЛАМПИЕВ, Ю. Ю. АГАТЕЕВ, Д. А. ПОВЫДЧИКОВ*

В статье рассмотрены основные признаки некоторых характерных дефектов в отливках «уплотнительные кольца». Даны рекомендации по предотвращению возникновения дефектов. Показаны результаты использования пеночерметических фильтров.

Ключевые слова: отливки, стопочные формы, дефекты, газовые раковины, усачьи раковины, газосодержащие раковины, спай, недолив, трещины, включения, питтель, литниковая система, пеночерметический фильтр.

Одним из специфических видов отливок для машиностроения являются уплотнительные кольца из износостойкого чугуна, которые получают в стопочных формах по горячим ящикам с нижним наддувом из предварительно плакированного песка. В стопочной форме в зависимости от размеров отливок могут располагаться до 40 колец на 10 ярусах. Питание отливок осуществляется от центрального стояка через сегментные питатели толщиной 2 мм. Готовые стержни (части формы) отличаются высокой прочностью, точностью, достаточной эрозионной стойкостью. При качественной сборке форм этот способ позволяет получать бездефектные отливки. Однако при отклонениях от тех-

нологических процессов сборки, плавки, заливки и по ряду других причин в отливках эпизодически возникают различные дефекты, которые приводят к браку.

Цель выполненной работы — классификация дефектов, анализ причин их образования и применение фильтрующих элементов для их устранения.

Анализ нескольких партий полученных отливок на всех стадиях производства (сразу после выбивки и разделки кустов, после полной очистки и предварительной механической обработки заготовок) позволил выявить следующие виды дефектов: засоры, газовые раковины, усачьи раковины, газосодержащие раковины, спай, недолив.

Ниже приведено описание, характеристика и причины образования дефектов.

Описание и характеристика дефектов

Засоры. Наиболее распространенный вид засоров — это мелкие включения, представляющие со-

* Е. А. Чернышов, ГОУ ВПО «Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеев», Нижний Новгород; А. А. Евлампиев, Чувашский государственный университет, Чебоксары; Ю. Ю. Агапеев, Д. А. Повыдчиков, ОАО «Промтрактор», Чебоксары; taep@nntu.nnov.ru