
КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВОВ

УДК 621.746.6:542.65

**С. Е. Кондратюк, Е. Н. Стоянова, В. М. Щеглов,
И. Н. Примак, Ж. В. Пархомчук**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ ДИСПЕРСНО- СТРУКТУРИРОВАННЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ

Исследовано влияние дисперсно-структурированных скоростной кристаллизацией модификаторов на структуру и свойства сталей с различным содержанием углерода. Установлено существенное повышение дисперсности, однородности литой структуры и механических свойств сталей как результат наследственного модифицирования.

Ключевые слова: литая структура, сталь, наследственное модифицирование, физико-механические характеристики.

Досліджено вплив дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією модифікаторів на структуру і властивості сталей з різним вмістом вуглецю. Встановлено суттєве підвищення дисперсності, однорідності литої структури і механічних властивостей сталей як результат спадкового модифікування.

Ключові слова: лита структура, сталь, спадкове модифікування, фізико-механічні характеристики.

The influence of dispersion-structured high-speed crystallized modifier on the structure and properties of steels with different carbon content have been studied. A substantial increase of dispersion, the uniformity of the cast structure and mechanical properties as a result of hereditary modification.

Keywords: cast structure, steel, hereditary modification, physical and mechanical characteristics.

Перспективным направлением улучшения характеристик структуры и повышения свойств литых стальных изделий является введение в расплав для увеличения количества зародышей кристаллизации добавок в виде дисперсно-структурированных компонентов шихты, структурно подготовленных модификаторов, нанопорошковых материалов и высокодисперсных комплексных модификаторов.

Исходя из этого, на примере сталей 20Л, 45Л и У7Л исследовано влияние модифицирующих добавок комплексного модификатора СИИТМиш-3 и силикокальция марки СК30 на формирование литой структуры и физико-механических свойств сталей в отливках. Для экспериментов использовали модификаторы с разной ис-

Кристаллизация и структурообразование сплавов

ходной структурой – в состоянии поставки, после переплава и кристаллизации со средней скоростью охлаждения $V_{\text{ок}} = 45$ и 650 °C/с (рис. 1). Модификаторы вводили в количестве из расчета 0,15 (СИИТМиш-3) и 0,30 % (SiCa) непосредственно перед разливкой сталей от стандартных температур. Кристаллизацию и охлаждение отливок осуществляли в песчаных треновидных формах со средней скоростью охлаждения $V_{\text{ок}} = 5$ °C/с.

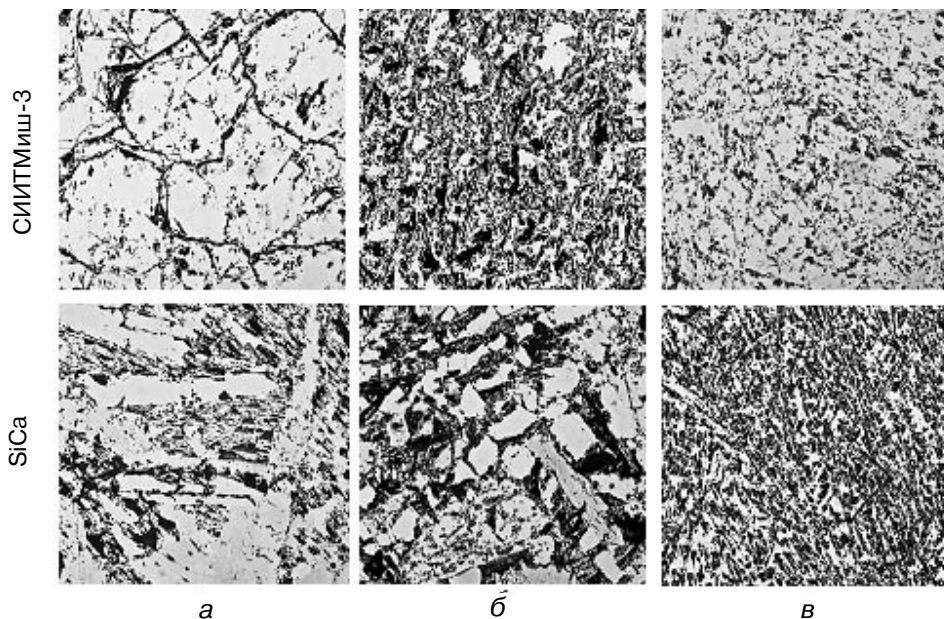


Рис. 1. Структура модификаторов в состоянии поставки (а) и после переплава с последующим охлаждением при $V_{\text{ок}} = 45$ (б) и 650 °C/с (в), $\times 100$

При исследовании влияния модификаторов с разной степенью неравновесности и дисперсности подготовленной структуры определяли размер зерна, плотность и дисперсность дендритной структуры.

Металлографическими исследованиями установлено закономерное измельчение литой структуры сталей соответственно повышению дисперсности структуры модифицирующих добавок, обусловленной режимами охлаждения их расплавов во время кристаллизации (рис. 2, 3). Так, размер зерна стали 20Л при модифицировании СИИТМиш-3 в состоянии поставки уменьшается по сравнению с немодифицированной сталью от номера 2 до номера 1, стали 45Л – от номера 1 до номера 2, стали У7Л – от номера 3 до номера 5. Использование дисперсно-структурированных скоростной кристаллизацией при скоростях охлаждения 45 и 650 °C/с добавок модификатора вызывает измельчение зерна в литой стали до номеров 3 и 4 (сталь 20Л), 3 и 5 (сталь 45Л), 7 и 8 (сталь У7Л) соответственно (рис. 4, а). Аналогично уменьшение размера зерна исследованных сталей имеет место при модифицировании их дисперсно-структурированными добавками силикокальция (рис. 4, б). При использовании силикокальция с более мелкой по сравнению с модификатором в состоянии поставки структурой, которая сформировалась после его переплавления и последующей кристаллизации со скоростью охлаждения $V_{\text{ок}} = 45$ °C/с, наблюдается измельчение литой структуры исследуемых сталей и уменьшение размера зерна от номера 2 (немодифицированная сталь 20Л) до номера 3, от номера 1 (сталь 45Л) до

Кристаллизация и структурообразование сплавов

номера 4, от номера 3 (сталь У7Л) до номера 7 соответственно. Этот же модификатор с высокодисперсной структурой, подготовленной скоростной кристаллизацией при $V_{ox} = 650 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, обуславливает максимальное уменьшение размера зерна сталей 20Л до номера 4, стали 45Л до номера 5, У7Л до номера 9.

Экспериментально установлено также, что структурное состояние модификаторов вызывает закономерные изменения количественных характеристик дендритной структуры исследованных сталей – дисперсности (ДДС) и плотности (ПДС). Так, при модифицировании сталей СИИТМиш-3 (табл. 1) в состоянии поставки дисперсность дендритной структуры повышается по сравнению с исходным немодифицированным состоянием (в мм^{-1}) от 7 до 9 (сталь 20Л), от 8 до 11 (сталь 45Л)

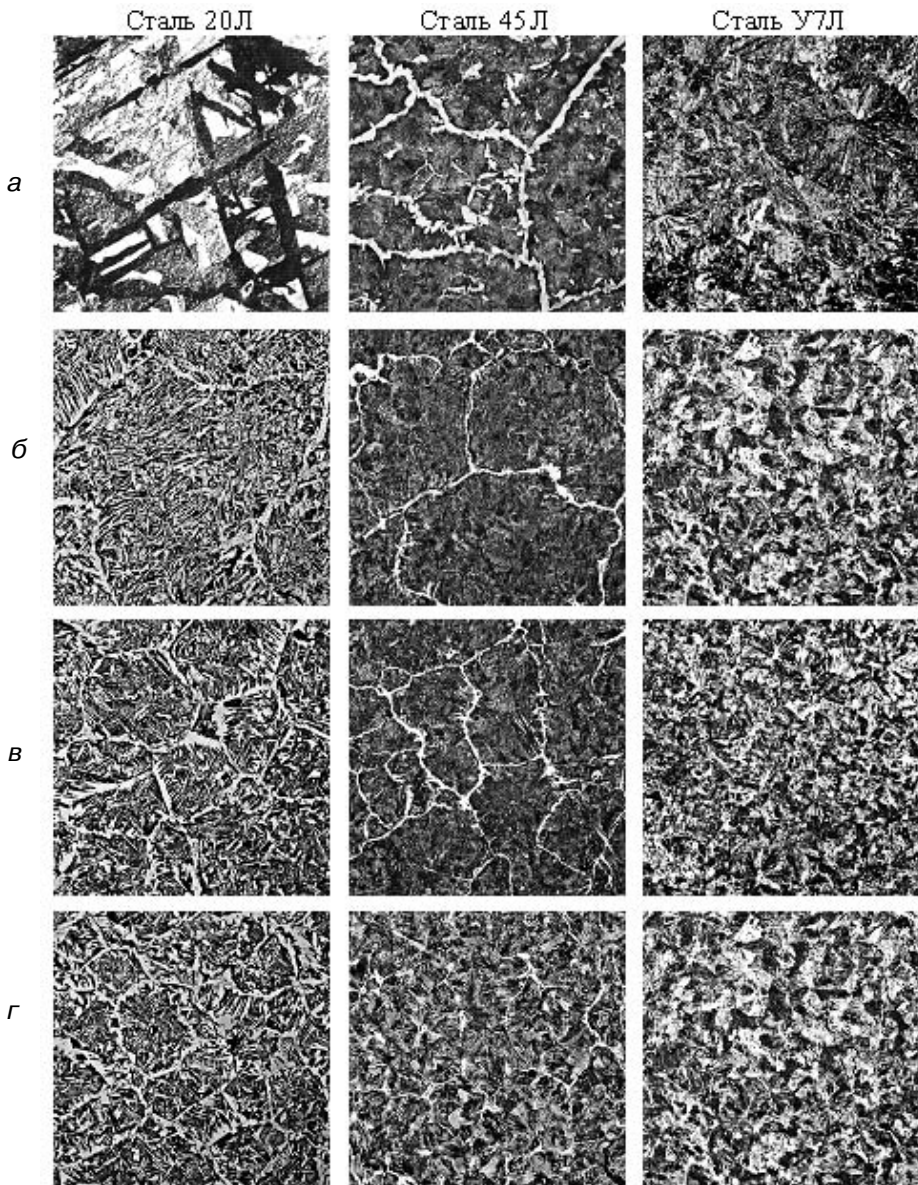


Рис. 2. Трансформация структуры сталей при модифицировании СИИТМиш-3 со структурой различной дисперсности: а – без добавки модификатора; б – модификатор в состоянии поставки; в – дисперсно-структурированный модификатор при $V_{ox} = 45$; г – дисперсно-структурированный модификатор при $V_{ox} = 650 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, $\times 100$

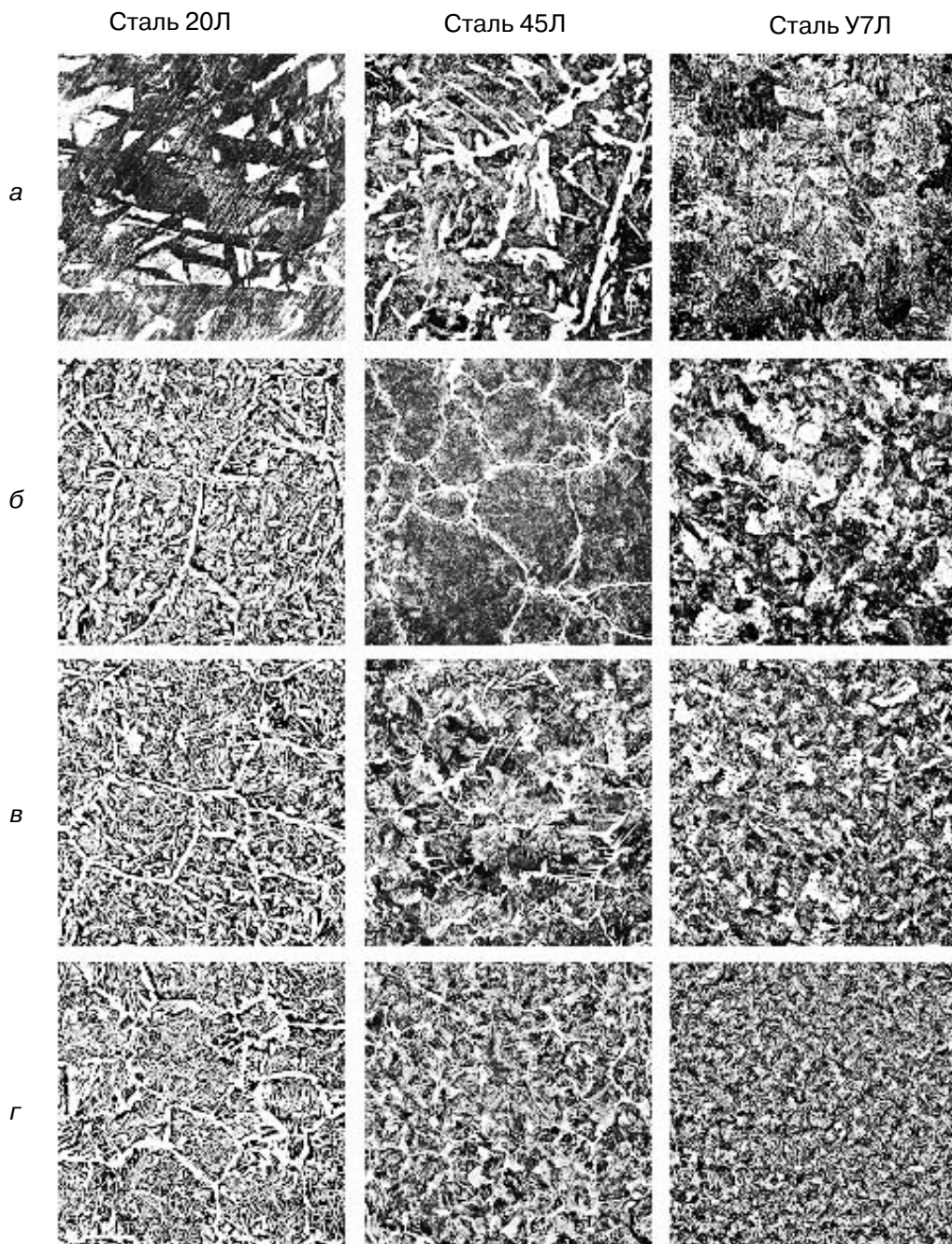


Рис. 3. Трансформация структуры сталей при модифицировании СК30 со структурой различной дисперсности: а – без добавки модификатора; б – модификатор в состоянии поставки; в – дисперсно-структурированный модификатор при $V_{\text{ок}} = 45 \text{ }^\circ\text{C/s}$; дисперсно-структурированный модификатор при $V_{\text{ок}} = 650 \text{ }^\circ\text{C/s}$, $\times 100$

и от 10 до 13 (сталь У7Л). Плотность дендритной структуры сталей при этом повышается от 0,75 до 0,84 для стали 20Л, от 0,85 до 0,96 для стали 45Л и от 1,35 до 1,50 для стали У7Л. В случае использования при модифицировании быстроохлажденных при кристаллизации модификаторов ($V_{\text{ок}} = 45$ и $650 \text{ }^\circ\text{C/s}$) значения характеристик дендритной структуры сталей существенно повышаются. Дисперсность дендритной структуры при модифицировании дисперсно-структурированным модификатором

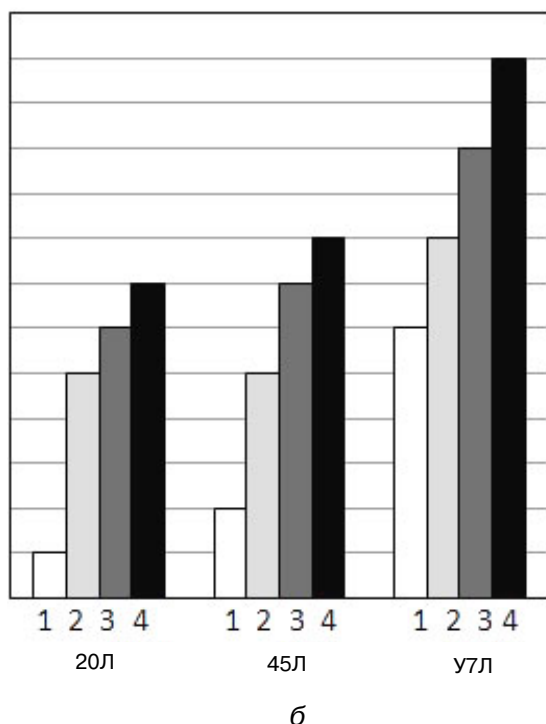
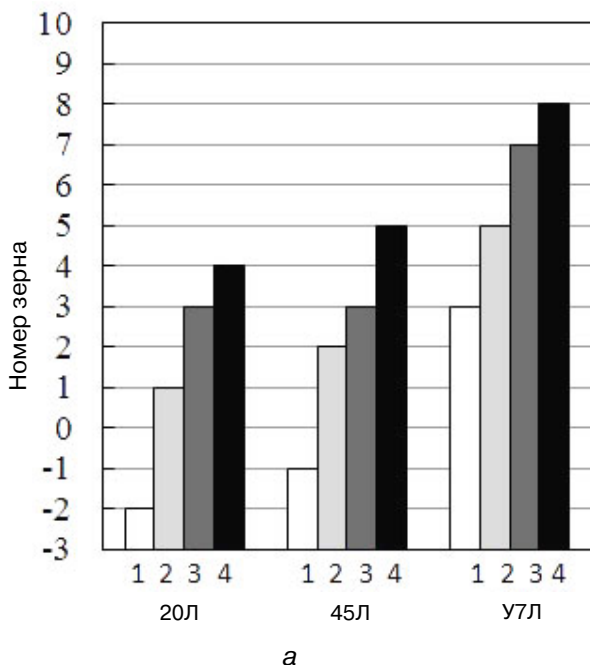


Рис. 4. Изменение размера зерна сталей при модифицировании их СИИТМиш-3 (а) и СК30 (б) с разной дисперсностью структуры: 1 – без добавки модификатора; 2 – модификатор в состоянии поставки; 3 – дисперсно-структурированный модификатор при $V_{ox} = 45 \text{ }^\circ\text{C/с}$; 4 – дисперсно-структурированный модификатор при $V_{ox} = 650 \text{ }^\circ\text{C/с}$, $\times 100$

СИИТМиш-3 возрастает соответственно повышению V_{ox} до 12 и 15 мм^{-1} (сталь 20Л), до 13 и 16 мм^{-1} (сталь 45Л), до 15 и 18 мм^{-1} (сталь У7Л), а плотность дендритной структуры соответственно до 0,94 и 1,20 (сталь 20Л), до 1,2 и 1,35 (сталь 45Л), до 1,65 и 1,84 (сталь У7Л).

При использовании дисперсно-структурированных добавок силикокальция (табл. 1) также наблюдается существенное повышение значений количественных характеристик дендритной структуры (ДДС, ПДС) для всех исследуемых сталей. Максимальное повышение дисперсности дендритной структуры сталей 20Л, 45Л и У7Л соответственно составляет 13, 15 и 17 мм^{-1} , а плотность – 1,05 (сталь 20Л), 1,26 (сталь 45Л) и 1,76 (сталь У7Л).

Полученные результаты свидетельствуют о том, что заложенные в модифицирующих добавках элементы структурной наследственности сохраняются в микронеоднородном расплаве, обуславливают более эффективный процесс модифицирования, обеспечивают формирование более дисперсной и однородной структуры в отливках сталей.

Рентгеноструктурными исследованиями установлено также, что в зависимости от структурного состояния модификаторов закономерно изменяются показатели физического уширения β рентгеновской линии (110) исследованных сталей (табл. 2) соответственно изменениям дисперсности литой структуры вследствие модифицирования. Физическое уширение β рентгеновской линии (110) возрастает для сталей марок 20Л, 45Л и У7Л в состоянии поставки при модифицировании: СИИТМиш-3 на 17, 27 и 5 %; силикокальцием – на 23, 29 и 5 % соответственно. В случае использования дисперсно-структурированных скоростной кристаллизацией модификаторов

Таблица 1. Характеристики дендритной структуры сталей при модифицировании их модификаторами с разной структурой

Модификатор	Режим обработки	Сталь 20Л		Сталь 45Л		Сталь У7Л	
		ДДС, мм ⁻¹	ПДС	ДДС, мм ⁻¹	ПДС	ДДС, мм ⁻¹	ПДС
СИИТМиш-3	1	7	0,75	8	0,85	10	1,35
	2	9	0,84	11	0,96	13	1,503
	3	12	0,94	13	1,12	15	1,65
	4	15	1,20	16	1,35	18	1,84
СК30	1	7	0,75	8	0,85	10	1,35
	2	8	0,81	10	0,90	13	1,48
	3	10	0,90	13	1,03	14	1,58
	4	13	1,05	15	1,26	17	1,75

Примечание: 1 – без модификатора; 2 – модификатор в состоянии поставки; 3 – дисперсно-структурированный модификатор при $V_{ox} = 45$ °С/с; 4 – дисперсно-структурированный модификатор при $V_{ox} = 650$ °С/с

при $V_{ox} = 45$ и 650 °С/с, значения физического уширения рентгеновских линий исследуемых сталей существенно увеличиваются соответственно возрастанию скорости охлаждения модификаторов при их кристаллизации. Модифицирование СИИТМиш-3 обуславливает соответствующее увеличение этой характеристики на 27 и 38 % (сталь 20Л), на 37 и 50 % (сталь 45Л), на 10 и 17 % (сталь У7Л). Подобным образом возрастают характеристики физического уширения β линии (110) при модифицировании сталей дисперсно-структурированным силикокальцием: на 30 и 41 % (сталь 20Л), на 38 и 51 % (сталь 45Л), на 11 и 16 % (сталь У7Л).

Полученные результаты рентгеноструктурных исследований однозначно свиде-

Таблица 2. Физическое уширение рентгеновских линий сталей в зависимости от структурного состояния модификатора

Режим обработки	Уширение β рентгеновской линии (110), рад					
	Сталь 20Л		Сталь 45Л		Сталь У7Л	
	СИИТМиш-3	СК30	СИИТМиш-3	СК30	СИИТМиш-3	СК30
1	$0,30 \cdot 10^{-2}$	$0,30 \cdot 10^{-2}$	$0,45 \cdot 10^{-2}$	$0,45 \cdot 10^{-2}$	$0,76 \cdot 10^{-2}$	$0,76 \cdot 10^{-2}$
2	$0,37 \cdot 10^{-2}$	$0,39 \cdot 10^{-2}$	$0,62 \cdot 10^{-2}$	$0,64 \cdot 10^{-2}$	$0,80 \cdot 10^{-2}$	$0,81 \cdot 10^{-2}$
3	$0,41 \cdot 10^{-2}$	$0,43 \cdot 10^{-2}$	$0,71 \cdot 10^{-2}$	$0,72 \cdot 10^{-2}$	$0,84 \cdot 10^{-2}$	$0,86 \cdot 10^{-2}$
4	$0,48 \cdot 10^{-2}$	$0,51 \cdot 10^{-2}$	$0,90 \cdot 10^{-2}$	$0,91 \cdot 10^{-2}$	$0,89 \cdot 10^{-2}$	$0,91 \cdot 10^{-2}$

Примечание: 1 – без модификатора; 2 – модификатор в состоянии поставки; 3 – дисперсно-структурированный модификатор при $V_{ox} = 45$ °С/с; 4 – дисперсно-структурированный модификатор при $V_{ox} = 650$ °С/с

тельствуют об эффективности проявления структурной наследственности и ее влияния на другие характеристики тонкой кристаллической структуры при модифицировании сталей модификаторами с подготовленной высокодисперсной структурой.

Так, размер блоков мозаики сталей при использовании дисперсно-структурированных скоростной кристаллизацией модификаторов при $V_{\text{ок}} = 45$ и $V_{\text{ок}} = 650$ °С/с существенно уменьшается по сравнению с модифицированием добавками модификатора в состоянии поставки. В случае использования дисперсно-структурированного модификатора СИИТМиш-3 размер блоков уменьшается от 82,4 до 78,2 и 63,4 нм (сталь 20Л), от 63,2 до 59,1 и 54 нм (сталь 45Л), от 56,0 до 51,3 нм и 46,0 (сталь У7Л) соответственно. При использовании дисперсно-структурированного силикокальция размер блоков мозаики уменьшается в соответствии с увеличением скорости охлаждения при кристаллизации модификатора от 80,6 до 74,2 и 61,2 нм (сталь 20Л), от 62,5 57,9 и 53,9 нм (сталь 45Л), от 56,2 до 51,3 и 45,8 нм (сталь У7Л).

Установленное измельчение блоков мозаики модифицированных сталей сопровождается увеличением протяженности их границ, что характеризуется нерегулярностью размещения атомов (дефектностью атомно-кристаллического строения). Это обуславливает закономерное увеличение микронапряжений II рода ($\Delta a/a$) в соответствии с повышением дисперсности подготовленной структуры модификатора. При модифицировании сталей дисперсно-структурированными скоростной кристаллизацией ($V_{\text{ок}} = 650$ °С/с) добавками СИИТМиш-3 наблюдается максимальное увеличение показателей микронапряжений в сравнении с действием грубокристаллического модификатора в состоянии поставки: от $0,65 \cdot 10^{-4}$ до $0,75 \cdot 10^{-4}$ (сталь 20Л), от $0,86 \cdot 10^{-4}$ до $1,05 \cdot 10^{-4}$ см⁻² (сталь 45Л) и от $0,92 \cdot 10^{-4}$ до $1,5 \cdot 10^{-4}$ см⁻² (сталь У7Л). Подобные изменения уровня микронапряжений имеют место и при модифицировании исследуемых сталей дисперсно-структурированным силикокальцием: от $0,67 \cdot 10^{-4}$ до $0,77 \cdot 10^{-4}$ см⁻² (сталь 20Л), от $0,88 \cdot 10^{-4}$ до $1,10 \cdot 10^{-4}$ см⁻² (сталь 45Л), от $0,93 \cdot 10^{-4}$ до $1,25 \cdot 10^{-4}$ см⁻² (сталь У7Л).

С повышением дисперсности структуры использованных модификаторов возрастают и показатели плотности дислокаций ρ модифицированных сталей. При использовании дисперсно-структурированного скоростной кристаллизацией ($V_{\text{ок}} = 650$ °С/с) модификатора СИИТМиш-3 плотность дислокаций возрастает по сравнению с необработанной сталью от $3,99 \cdot 10^{11}$ до $4,96 \cdot 10^{11}$ см⁻² (сталь 20Л), от $4,48 \cdot 10^{11}$ до $6,95 \cdot 10^{11}$ см⁻² (сталь 45Л) и от $6,09 \cdot 10^{11}$ до $7,62 \cdot 10^{11}$ см⁻² (сталь У7Л), а при использовании в качестве модификатора силикокальция марки СК30 соответственно плотность дислокаций возрастает от $3,99 \cdot 10^{11}$ до $5,1 \cdot 10^{11}$ см⁻² (сталь 20Л), от $4,48 \cdot 10^{11}$ до $6,98 \cdot 10^{11}$ см⁻² (сталь 45Л) и от $6,09 \cdot 10^{11}$ до $7,7 \cdot 10^{11}$ см⁻² (сталь У7Л).

Таким образом, экспериментально показана эффективность наследственно-го влияния модификаторов с подготовленной высокодисперсной структурой не только на структуру и характеристики тонкого кристаллического строения сталей, но и на их механические свойства (табл. 3). При этом максимальный уровень механических свойств модифицированных сталей наблюдается при использовании дисперсно-структурированных модификаторов при $V_{\text{ок}} = 650$ °С/с. Так, предел прочности (σ_b) при растяжении повышается по сравнению с модифицированной сталью модификатором в состоянии поставки в среднем на – 9-10 %, предел текучести (σ_m) – на 10-20 % в зависимости от состава стали. Наиболее существенное повышение значений наблюдается для ударной вязкости – на 40-50 %, что согласуется с представлениями Петча-Холла [1-3] об определяющем влиянии размера зерна на работу распространения трещины.

Таблица 3. Механические свойства сталей в зависимости от структурного состояния модификаторов

Сталь	Режим обработки	σ_b , МПа	σ_r , МПа	HV	KCU Дж/см ²
20Л	1	223	184	123	27
	2	<u>377</u>	<u>310</u>	<u>128</u>	<u>34</u>
		382	316	130	36
	3	<u>384</u>	<u>360</u>	<u>130</u>	<u>44</u>
400		366	135	48	
45Л	4	<u>405</u>	<u>386</u>	<u>138</u>	<u>48</u>
		415	390	140	54
	1	440	280	203	22
		2	<u>459</u>	<u>290</u>	<u>215</u>
465	298		218	27	
У7Л	3	<u>478</u>	<u>296</u>	<u>228</u>	<u>28</u>
		482	302	230	33
	4	<u>495</u>	<u>305</u>	<u>246</u>	<u>32</u>
		510	328	252	38
У7Л	1	910	260	295	12
		2	<u>928</u>	<u>267</u>	<u>306</u>
	936		268	315	17
	3	<u>970</u>	<u>274</u>	<u>358</u>	<u>18</u>
982		280	362	22	
4	<u>996</u>	<u>280</u>	<u>364</u>	<u>23</u>	
	1020	285	378	25	

Примечание: – модифицирование СИИТМиш-3, под чертой – модифицирование силикокальцием; 1 – без модификатора; 2 – модификатор в состоянии поставки; 3 – дисперсно-структурированный модификатор при $V = 45$ °C/с; 4 – дисперсно-структурированный модификатор при $V_{ox} = 650$ °C/с

Выводы

Впервые экспериментально установлено, что применение модификаторов с подготовленной высокодисперсной структурой интенсифицирует процесс их взаимодействия с расплавом, реализует возможности более эффективного модифицирования сталей и повышения их физико-механических свойств.



Список литературы

1. Hall E. O. // Proc. Phys. Soc. Series. – 1951. – 64. – В. 747.
2. Petch N. J. // Proc. Swamscott Couf. – 1959 (MJT). – Press, 54.
3. Petch N. I. // Iron Steel Inst. – 1953. – V. 174. – P. 26.

Поступила 11.02.2015