

УДК 669.15–194.5

А.А. Абросимова, Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
г. Пермь, Россия

РОСТ АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА ПРИ НАГРЕВЕ СТАЛЕЙ ТИПА ХЗГЗМФС И ХНЗМФС

Определена склонность к перегреву сталей систем легирования ХЗГЗМФС и ХНЗМФС. Исследовали 12 плавков. Каждую сталь нагревали до температур 1000, 1050, 1100, 1150 и 1200 °С, выдержка составляла 30 мин с последующим охлаждением на воздухе. Выявление границ аустенитных зерен проводили методом окисления. Металлографический анализ проводили на травленных косых микрошлифах с использованием световых микроскопов Olympus GX 51 и Neophot-32. По результатам эксперимента были построены графики зависимостей размера аустенитного зерна от температуры нагрева. Также были построены графики зависимостей твердости от температуры нагрева. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3М. Были построены графики зависимости количества остаточного аустенита сталей 30ХНЗМФС и 30ХНЗМФС2 от температуры нагрева. По результатам металлографических исследований сталей типа ХЗГЗМФС и ХНЗМФС можно сделать вывод о том, что при повышении содержания кремния температура рекристаллизации аустенита повышается. Исследование сталей системы ХЗГЗМФС показало, что при повышении содержания углерода температура рекристаллизации аустенита понижается. Зависимости твердости от температуры нагрева стали типа ХЗГЗМФС не выявлено, так как влияют разнонаправленные факторы: упрочнение за счет α -фазы и снижение прочности за счет роста зерна. При повышении температуры нагрева стали типа ХНЗМФС твердость преимущественно снижается. Можно сделать вывод, что при повышении температуры нагрева происходит уменьшение количества остаточного аустенита. В ходе проведенных исследований установлено, что плавки 30ХЗГЗМФС2 и 30ХНЗМФС2 наименее склонны к перегреву.

Ключевые слова: зерно аустенита, структурная наследственность, склонность к перегреву, температура рекристаллизации, система легирования, косой микрошлиф, средний размер, перегрев, автоматическая программа, механические свойства, бескарбидный бейнит.

A.A. Abrosimova, D.O. Panov, Y.N. Simonov

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

AUSTENITE GRAIN GROWTH DURING HEATING TYPE STEEL H3G3MFS AND HN3MFS

This work is devoted to determining the propensity to overheat steel alloying systems and H3G3MFS HN3MFS. The paper examined 12 batches. Each steel is heated to a temperature of 1000 °C, 1050 °C, 1100 °C, 1150 °C and 1200 °C, exposure of 30 minutes, followed by cooling in air. Identification austenite grain boundaries were determined by oxidation. Metallographic analysis was performed on

etched oblique microsections using light microscope Olympus GX 51 and Neophot-32 at magnifications up to 1000-fold. The grain size was measured using Olympus Stream Motion. According to the results of the experiment were plotted austenitic grain size on the heating temperature. According to the results of the experiment were plotted as hardness of the heating temperature. X-ray phase analysis carried out on a DRON-3M. According to the survey were plotted the amount of residual austenite steels 30HN3MFS 30HN3MFS2 and the heating temperature. According to the results of metallographic investigations type steels and H3G3MFS HN3MFS can conclude that with increasing silicon content. Austenite recrystallization temperature rises. The study was a system H3G3MFS showed that an increase in the carbon content of the austenite recrystallization temperature is lowered. Depending on the heating temperature hardness steel type H3G3MFS not revealed because multidirectional influence factors: hardening by α -phase and decrease in strength due to grain growth. With increasing heating temperature steel type HN3MFS hardness mainly reduced. As a result of X-ray analysis it can be concluded that by increasing the heating temperature decreases the amount of residual austenite. In the course of the research found that the melting 30H3G3MFS2 and 30HN3MFS2 less prone to overheating.

Keywords: the austenite grain, structural heredity, prone to overheating, the recrystallization temperature, the system alloying, oblique microsection, medium size, overheating, auto program, mechanical properties, bainite beckerley.

В современном машиностроении существует потребность в материалах, обладающих высоким уровнем механических свойств, которые определяются химическим составом и структурой. Базовым параметром структуры является размер аустенитного зерна.

Перспективной группой материалов являются системно легированные стали типа ХНЗМФС и ХЗГЗМФС, так как при проведении термической обработки этих сталей можно получить структуру бескарбидного бейнита [1], обладающего достаточно высокой прочностью, за счет структуры бейнита, и высокой пластичностью, за счет остаточного аустенита. В результате ранее проведенных дилатометрических исследований было установлено, что критическая точка A_{c3} у этой группы сталей находится на уровне 950 °С. Данные стали целесообразно исследовать на склонность к перегреву при температурах выше A_{c3} . Научное исследование в этом направлении позволит выбрать стали с таким химическим составом, у которых склонность к перегреву будет минимальной. Целью данной работы является исследование склонности к перегреву сталей систем легирования ХЗГЗМФС и ХНЗМФС.

Материалы и методы исследования. В работе исследовали стали марок 25ХЗГЗМФС, 25ХЗГЗМФС2, 45ХЗГЗМФС, 45ХЗГЗМФС2, 75ХЗГЗМФС, 75ХЗГЗМФС2, 25ХНЗМФС, 25ХНЗМФС2, 45ХНЗМФС, 45ХНЗМФС2, 75ХНЗМФС, 75ХНЗМФС2, химический состав которых приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, мас. %

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V
25X3Г3МФС	0,318	1,57	2,38	2,87	0,626	0,378	0,159
25X3Г3МФС2	0,317	> 2,50	2,41	2,87	0,597	0,349	0,154
45X3Г3МФС	0,430	1,73	2,32	2,66	0,463	0,506	0,130
45X3Г3МФС2	0,421	2,66	2,48	2,67	0,485	0,409	0,096
75X3Г3МФС	0,712	1,64	2,47	2,74	0,476	0,456	0,128
75X3Г3МФС2	0,724	2,76	2,52	2,79	0,497	0,437	0,115
25ХН3МФС	0,304	1,61	2,68	2,85	0,501	0,490	0,128
25ХН3МФС2	0,313	2,96	2,57	2,77	0,512	0,530	0,122
45ХН3МФС	0,425	1,57	0,287	1,74	0,479	3,12	0,159
45ХН3МФС2	0,411	> 2,50	0,297	1,73	0,469	3,04	0,0631
75ХН3МФС	0,695	1,68	0,320	1,14	0,477	2,50	0,144
75ХН3МФС2	0,678	2,94	0,294	1,24	0,496	3,24	0,0842

При исследовании образцы сталей, подготовленные по методике [2], подвергали нагреву до температур 1000, 1050, 1100, 1150 и 1200 °С, выдержке 30 мин и последующему охлаждению на воздухе. В результате получили зерно аустенита [3] различного размера.

Микрошлифы изготавливали в несколько этапов: на абразивных шкурках Р240, Р320, Р600, Р1200, Р2000 последовательно сошлифовывали поверхностный слой до момента удаления следов от предыдущей шкурки со сменой направления шлифования на 90°. Полировку поверхности образца производили на полировочном круге с использованием сукна и алмазной пасты. После полирования образец промывали водой, обезжиривали тампоном, смоченном в спирте, и сушили фильтровальной бумагой. Далее полированную поверхность образца подвергали травлению 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Косой шлиф после термической обработки изготавливали таким же образом, но под углом к исходной поверхности.

Металлографический анализ проводили на травленных косых микрошлифах с использованием светового микроскопа Olympus GX 51 и Neophot-32 при увеличении до 1000 крат. Размер зерна определяли с помощью программы Olympus Stream Motion. На полученных изображениях поверхности исследуемого материала измеряли средний размер аустенитного зерна, для этого произвольно размещали несколь-

ко отрезков длиной L на снимок измеряемого образца и подсчитывали размер отдельно взятого зерна. Средний размер аустенитного зерна определяли по формуле

$$l_{\text{cp}} = (l_1 + l_2 + \dots + l_n)/n,$$

где l – размер зерна, мм; n – число измерений.

Затем проводили замеры не менее 20 наиболее типичных зерен на каждом изображении, в общем случае не менее 50 раз.

Результаты исследования и их обсуждение. По результатам металлографического анализа сталей с системами легирования ХЗГЗМФС и ХНЗМФС после перегревов до различных температур получили изображения зеренной структуры аустенита (рис. 1, 2).

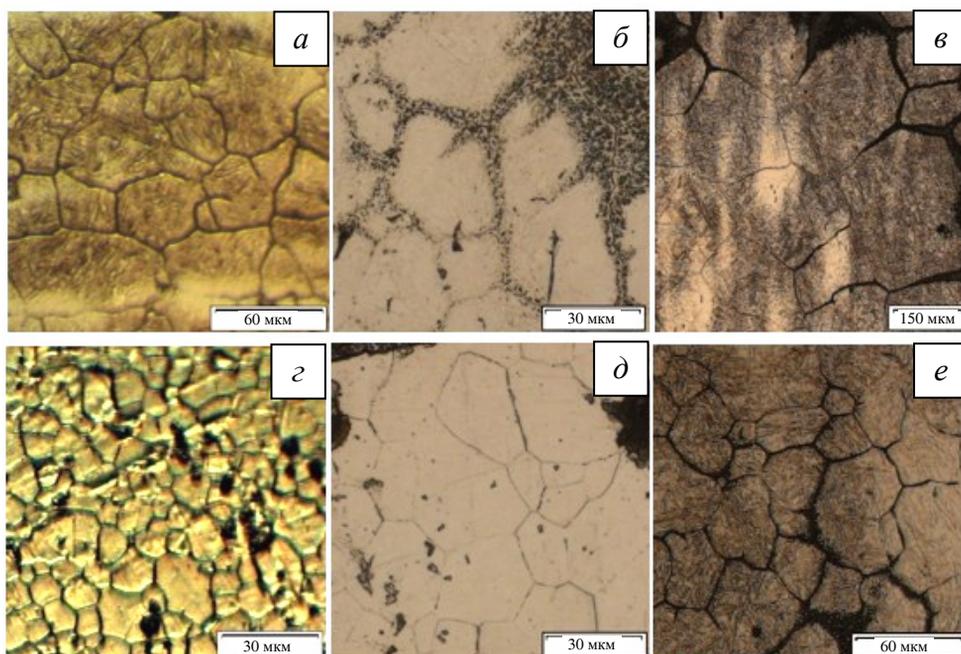


Рис. 1. Зеренная структура аустенита сталей 25ХЗГЗМФС (а-в), 25ХЗГЗМФС2 (г-е), 45ХЗГЗМФС (ж-и), 45ХЗГЗМФС2 (к-м), 75ХЗГЗМФС (н-п) и 75ХЗГЗМФС2 после нагрева до температур: а, г, ж, к, н, р – 1000 °С; б, д, з, л, о, с – 1100 °С; в, е, и, м, п, т – 1200 °С (см. также с. 85)

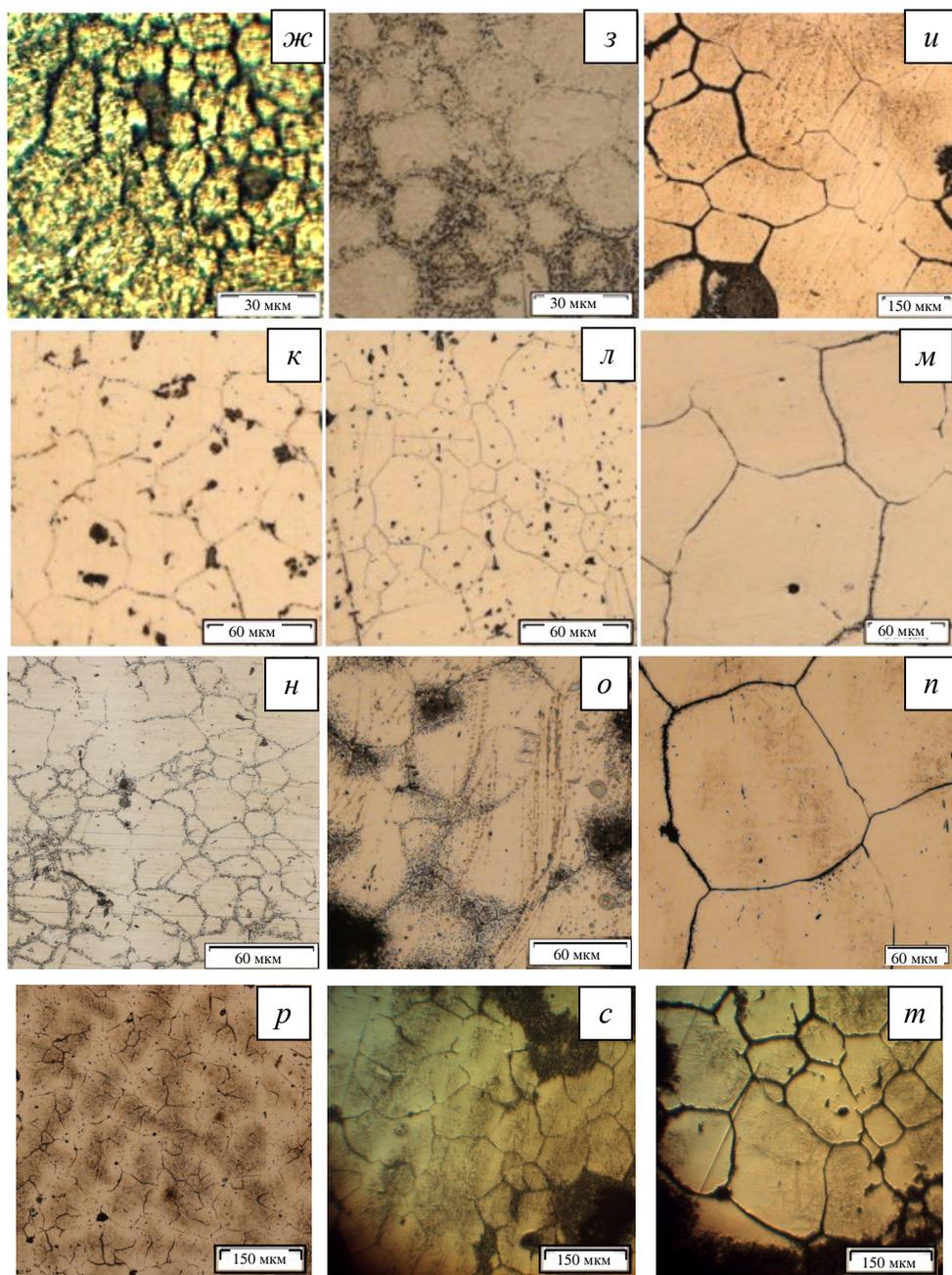


Рис. 1. Окончание

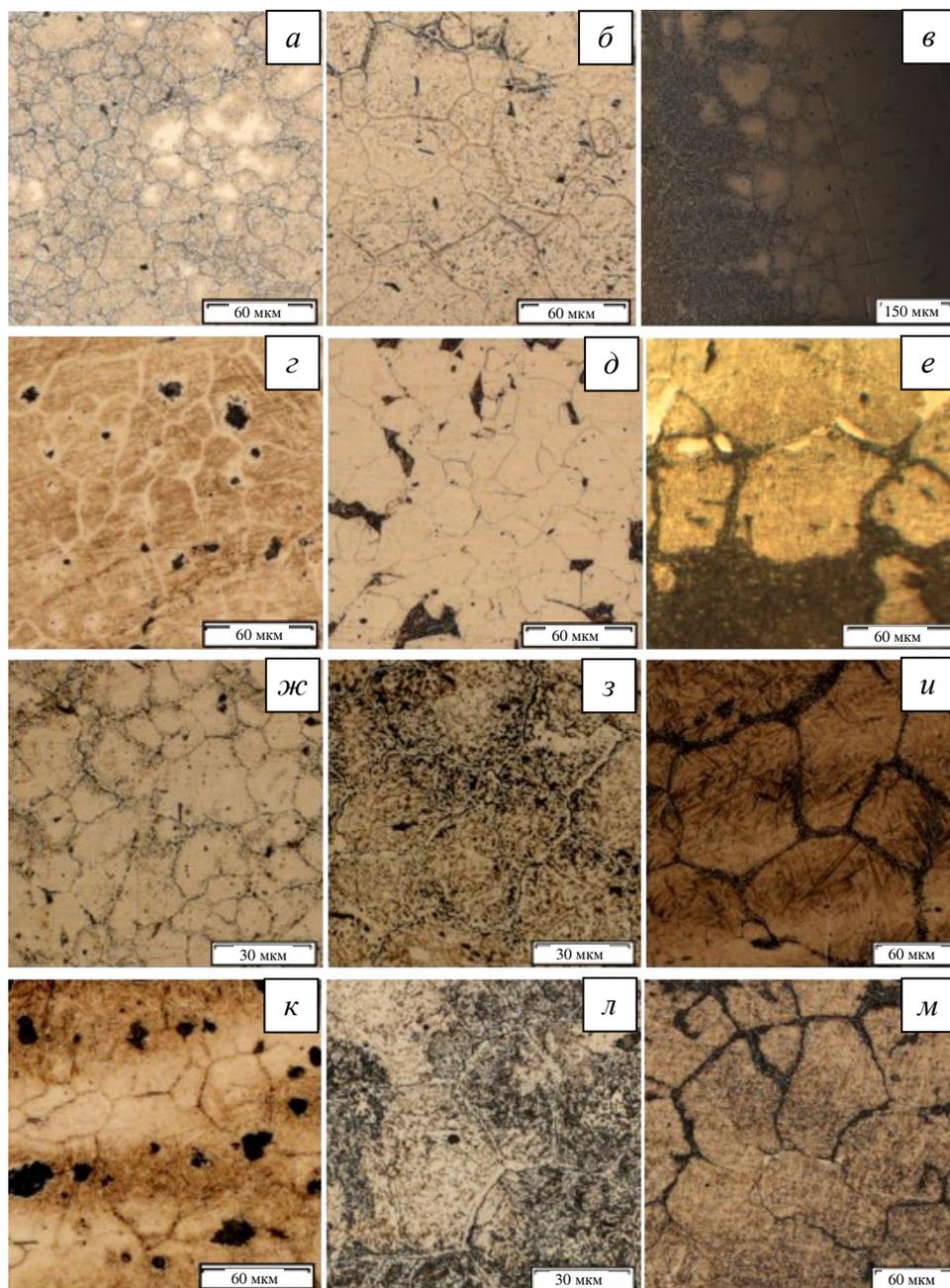


Рис. 2. Зеренная структура аустенита сталей 25ХНЗМФС (а-в), 25ХНЗМФС2 (г-е), 45ХНЗМФС (ж-и), 45ХНЗМФС2 (к-м), 75ХНЗМФС (н-п), 75ХНЗМФС2 (р-т) после нагрева до температур: а, г, ж, к, н, р – 1000 °С; б, д, з, л, о, с – 1100 °С; в, е, и, м, п, т – 1200 °С (см. также с. 87)

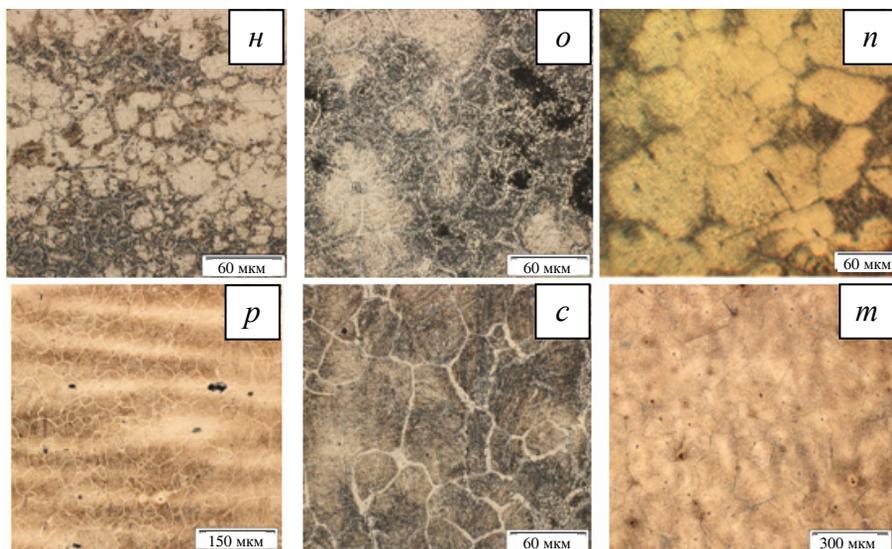


Рис. 2. Окончание

Средние значения размеров аустенитных зерен и доверительные интервалы, полученные в результате статистического анализа структур сталей с системой легирования ХЗГЗМФС (рис. 1), представлены в табл. 2, а для случая сталей с системой легирования ХНЗМФС (рис. 2) – в табл. 3.

Таблица 2

Средние размеры зерен аустенита и доверительные интервалы для сталей с системой легирования ХЗГЗМФС после нагрева до различных температур, $d \pm \Delta d$, мкм

Марка стали	1000 °С	1050 °С	1100 °С	1150 °С	1200 °С
25ХЗГЗМФС	35 ± 3	25 ± 3	36 ± 3	57 ± 4	154 ± 5
25ХЗГЗМФС2	31 ± 4	33 ± 4	24 ± 2	32 ± 3	46 ± 3
45ХЗГЗМФС	21 ± 2	22 ± 2	27 ± 2	46 ± 4	157 ± 6
45ХЗГЗМФС2	62 ± 4	23 ± 3	37 ± 4	42 ± 2	96 ± 6
75ХЗГЗМФС	33 ± 1	29 ± 2	65 ± 3	130 ± 2	215 ± 2
75ХЗГЗМФС2	65 ± 2	34 ± 3	71 ± 4	71 ± 3	87 ± 4

Таблица 3

Средние размеры зерен аустенита и доверительные интервалы для сталей с системой легирования ХНЗМФС после нагрева до различных температур, $d \pm \Delta d$, мкм

Марка стали	1000 °С	1050 °С	1100 °С	1150 °С	1200 °С
25ХНЗМФС	26 ± 2	23 ± 2	41 ± 3	71 ± 5	97 ± 3
25ХНЗМФС2	54 ± 4	26 ± 3	25 ± 3	29 ± 3	54 ± 3
45ХНЗМФС	22 ± 2	20 ± 3	36 ± 3	69 ± 4	106 ± 6
45ХНЗМФС2	74 ± 4	40 ± 2	42 ± 3	45 ± 4	64 ± 4
75ХНЗМФС	26 ± 4	23 ± 2	28 ± 3	48 ± 4	55 ± 4
75ХНЗМФС2	47 ± 4	30 ± 2	39 ± 3	31 ± 4	116 ± 4

В результате исследований было обнаружено, что у сталей 25ХЗГЗМФС, 45ХЗГЗМФС2 и 75ХЗГЗМФС2 средний размер аустенитного зерна в интервале температур нагрева 1000–1050 °С уменьшается, что объясняется прошедшей в этом интервале температур рекристаллизацией восстановленного исходного аустенитного зерна [4, 5].

В стали 25ХЗГЗМФС2 обнаружена рекристаллизация аустенита в интервале более высоких температур, 1050–1100 °С. Более высокая температура рекристаллизации этой стали по сравнению со сталями 45ХЗГЗМФС2 и 75ХЗГЗМФС2 обусловлена меньшим содержанием углерода, а в сравнении со сталями 25ХЗГЗМФС и 75ХЗГЗМФС – увеличенным содержанием кремния.

В ходе испытаний было установлено, что в сталях 25ХНЗМФС2, 45ХНЗМФС2 и 75ХНЗМФС2 температура рекристаллизации находится в интервале 1000–1050 °С, т.е. рекристаллизация происходит при более высоких температурах по сравнению со сталями 25ХНЗМФС, 45ХНЗМФС и 75ХНЗМФС, у которых рекристаллизации аустенита в исследованном интервале температур не обнаружено. Повышение температуры рекристаллизации аустенита в сталях 25ХНЗМФС2, 45ХНЗМФС2 и 75ХНЗМФС2 вызвано увеличенным содержанием кремния в составе.

По результатам исследования были построены графики зависимости среднего размера аустенитного зерна от температуры нагрева для сталей с системой легирования ХЗГЗМФС и ХНЗМФС (рис. 3).

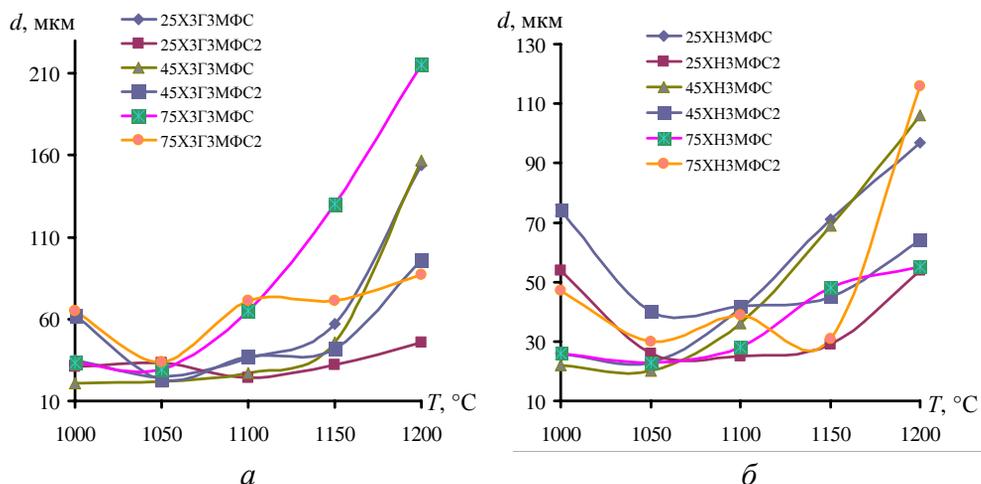


Рис. 3. Зависимость среднего аустенитного зерна от температуры нагрева сталей с системой легирования X3Z3MFC (а) и XN3MFC (б)

Анализируя полученные данные, можно сказать, что наибольшую склонность к росту аустенитного зерна при нагреве показали стали 75X3Z3MFC, 45X3Z3MFC, 25X3Z3MFC, 75XN3MFC, 45XN3MFC и 25XN3MFC. Наименьшую склонность к перегреву имеют стали 25X3Z3MFC2 и 25XN3MFC2, так как при перегреве, в области температур 1100–1200 $^{\circ}\text{C}$, у этих сталей наблюдается наименьший размер зерна в своих системах легирования.

По результатам металлографических исследований сталей систем легирования X3Z3MFC и XN3MFC можно сделать вывод о том, что при повышении содержания кремния температура рекристаллизации аустенита повышается.

При повышении содержания углерода в сталях системы X3Z3MFC наблюдается также рост температуры рекристаллизации аустенита, однако в сталях системы легирования XN3MFC такой закономерности не выявлено.

В ходе проведенных исследований установлено, что плавки 25X3Z3MFC2 и 25XN3MFC2 наименее склонны к перегреву.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0068 от 23.05.2013 г. в составе мероприятия по реализации постановления Правительства РФ № 218).

Список литературы

1. Симонов Ю.Н., Георгиев М.Н. Принципы конструирования химического состава сталей для получения в них структуры нижнего бескарбидного бейнита при замедленном охлаждении // Инновационные технологии в машиностроении и материаловедении: сб. тез. 2-й науч.-практ. конф. с междунар. участием. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2014.

2. Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О. Выявление границ аустенитных зерен в сталях с мартенситной структурой методом окисления // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – Т. 74, № 6. – С. 42–45.

3. Блантер М.Е. Теория термической обработки: учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1984. – 328 с.

4. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов: монография. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.

5. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. – М.: Металлургия, 1973. – 205 с.

References

1. Simonov Y.N., Georgiev M.N. Printsipy konstruirovaniia khimicheskogo sostava stalei dlia polucheniia v nikh struktury nizhnego beskarbidnogo beinita pri zamedlennom okhlazhdenii [Design principles of chemical composition of steels to obtain them in the bottom structure beskerming bainitic during slow cooling]. *Innovatsionnye tekhnologii v mashinostroenii i materialovedenii: sbornik tezisov 2-i nauchno-prakticheskoi konferentsii s mezhdunarodnym uchastiem*. Perm': Izdatel'stvo Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta, 2014.

2. Bykov P.O., Hare L.C., Panov D.O. Vyivlenie granits austenitnykh zeren v staliakh s martensitnoi strukturoi metodom okisleniia [Identification of the boundaries of austenite grains in the steel with a martensitic structure by oxidation]. *Zavodskaiia laboratoriii. Diagnostika metallov*, 2008, vol. 74, no. 6, pp. 42-45.

3. Blanter M.E. Teoriia termicheskoi obrabotki: uchebnik dlia vuzov [Theory of thermal processing: a Textbook for high schools]. Moscow: Metallurgiiia, 1984. 328 p.

4. Gorelik S.S. Rekristallizatsiia metallov i splavov: monografiia [Recrystallization of metals and alloys: a monograph]. Moscow: Metallurgiiia, 1978. 568 p.

5. Sadovskii V.D. Strukturnaia nasledstvennost' v stali [Structural heredity in steel]. Moscow: Metallurgiiia, 1973. 205 p.

Получено 06.05.2015

Абросимова Алина Александровна (Пермь, Россия) – магистрант механико-технологического факультета Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: aaa-zaya@yandex.ru.

Панов Дмитрий Олегович (Пермь, Россия) – старший преподаватель кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: dimmak-panov@mail.ru.

Симонов Юрий Николаевич (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: simonov@pstu.ru.

Abrosimova Alina (Perm, Russian Federation) – Master, Mechanical Technological Faculty, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: aaa-zaya@yandex.ru.

Panov Dmitry (Perm, Russian Federation) – Senior Lecturer, Department “Metallurgy, Thermal and Laser Processing of Metals”, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: dimmak-panov@mail.ru.

Simonov Yuri (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of Department, Department “Metallurgy, Thermal and Laser Processing of Metals”, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: simonov@pstu.ru.