

Л.Ц. Заяц, Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов, М.Г. Титова,
Е.Н. Шарлаимова, А.Н. Балахнин
L.C. Zayac, D.O. Panov, Y.N. Simonov, M.G. Titova,
E.N. Sharlaimova, A.N. Balahnin

Пермский государственный технический университет
Perm State Technical University

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ
ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТА В СТАЛЯХ
РАЗЛИЧНЫХ СИСТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ
STUDY OF FORMATION OF THE GRAIN
OF AUSTENITE STEELS IN DIFFERENT SYSTEMS
OF ALLOYING**

Исследован ряд сталей на предмет склонности к собирательному росту аустенитного зерна. Рассмотрены особенности быстрой аустенитизации в соляных ваннах низкоуглеродистых мартенситных сталей с повышенным сопротивлением диффузионной релаксации. Показана принципиальная возможность последовательной реализации при изотермической выдержке трех этапов структурообразования: наследования структуры в течение инкубационного периода рекристаллизации, первичной рекристаллизации с получением сверхмелкого аустенитного зерна и собирательной рекристаллизации. Представлена возможность стабилизации границ зерен после первичной рекристаллизации за счет варьирования параметров карбидной фазы.

Ключевые слова: аустенит, фазовые и структурные превращения в сталях, структурная наследственность, первичная и собирательная рекристаллизация.

In this paper study a series of steels for the propensity to collectively increase the austenite grain. The features of rapid austenitizing in salt baths of low-carbon martensitic steels with an increased the resistance of the diffusion relaxation. The principal possibility of the progressive realization of isothermal holding at 3 stages of structure: inheritance structure during the incubation period of recrystallization, primary recrystallization to produce superfine austenite grains and recrystallization. The ability to stabilize the grain boundaries after the primary recrystallization by varying the parameters of the carbide phase.

Keywords: austenite, phase and structural transformations in steels, the structure on heredity, the primary recrystallization and grain growth.

Одновременное повышение характеристик прочности и надежности возможно за счет диспергирования структуры стали. В конструкционных сталях со структурой пакетного мартенсита диспергирование структуры (пакета) возможно за счет уменьшения размера аустенитного зерна. В.И. Изотовым с коллегами установлено, что в закаленной стали 45ХНМФА при диа-

метре аустенитного зерна менее 20 мкм предел текучести в результате диспергирования аустенита повышается строго в соответствии с зависимостью Петча – Холла [1]. Портер, а ранее Грэндж, доказали возможность диспергирования аустенита до $d_a < 1$ мкм посредством термоциклической обработки, при этом отмечено изменение типа мартенсита с реечного на блочный [2, 3].

В.Д. Садовским показано, что в сталях с кристаллографически упорядоченной структурой перекристаллизация при аустенитизации включает две стадии: собственно фазового превращения, приводящего к образованию наклепанного и ориентационно связанного с исходной структурой аустенита, и рекристаллизации, приводящей к измельчению зерна, снятию фазового наклепа и устранению внутризеренной текстуры [4]. В свою очередь, эффект измельчения зерна в результате первичной рекристаллизации фазонаклепанного аустенита тем значительнее, чем выше плотность дислокаций в нем, скорость и температура перегрева относительно температуры рекристаллизации [5].

Таким образом, поэтапно реализуя процессы структурной наследственности и рекристаллизации при аустенитизации, возможно эффективно управлять размером и субструктурой аустенитного зерна. Явления первичной и собирательной рекристаллизации, как и разупрочнение при отпуске, перлитное и бейнитное превращение переохлажденного аустенита, предполагают снижение энергии системы за счет протекания процессов, контролируемых диффузией, т.е. относятся к типичным процессам диффузионной релаксации. Воздействуя на процессы диффузионной релаксации, можно ускорять или замедлять тот или иной этап указанных выше процессов, а значит, эффективно управлять структурой материала.

В практике термической обработки воздействовать на процессы диффузионной релаксации можно как за счет системы легирования, так и за счет температурно-временных параметров обработки. В частности, одним из условий получения сверхмелкого зерна является развитие первичной рекристаллизации в аустените с максимальной плотностью дефектов и подавление собирательной рекристаллизации.

Высокой устойчивостью против отпуска и против нормального и бейнитного распада переохлажденного аустенита, а следовательно, и высоким сопротивлением диффузионной релаксации обладают низкоуглеродистые мартенситные стали [6]. В некоторых из них реализован принцип сбалансированного, или системного, легирования, приводящий к более эффективному, по сравнению с прочими сталями, сдерживанию процессов диффузионной релаксации [7].

Целью нашего исследования стала оценка перспектив диспергирования структуры системно-легированных сталей методами термической обработки за счет наследования дефектной субструктуры мартенсита при быстрой аустенитизации, реализации в этой структуре первичной и подавления собирательной рекристаллизации.

Методика проведения исследований. Исследования выполнены на конструкционных сталях: улучшаемых – 40Х и 40ХН2МА, низкоуглеродистых мартенситных (НМС) – 07Х3ГНМ, 12Х2Г2НМФТ, а также на экспериментальных плавках с повышенным содержанием сильных карбидообразующих элементов – 15Х2Г2НМФБ, 17Х2Г2НМФТБ. В исходном состоянии все стали были горячекатаные, размер начального зерна 10–18 мкм. Химический состав указанных материалов приведен в таблице.

Образцы имели форму шайбы диаметром 15 мм и высотой 6 мм. Нагрев образцов для исследования влияния температуры на размер аустенитного зерна проводили в печах типа СНОЛ в течение 30 мин, с варьированием температуры аустенитизации в интервале от 900 до 1250 °С с шагом 50 °С. Образцы садили в горячую печь, что гарантирует нагрев со скоростью 100 град/мин, после выдержки охлаждение производили в воде (20 °С).

Химический состав сталей

Марка стали	Содержание элементов, мас. %										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Nb	Ti	Mo	S	P
40Х	0,41	0,32	0,61	0,96	0,19	–	–	–	–	0,035	0,035
40ХН2МА	0,43	0,35	0,56	0,63	1,55	–	–	–	0,21	0,021	0,018
07Х3ГНМ	0,07	0,27	0,93	3,25	1,06	–	–	–	0,2	0,009	0,008
12Х2Г2НМФТ	0,12	0,19	2,23	2,38	1,38	0,09	–	0,02	0,43	0,005	0,008
15Х2Г2НМФБ	0,15	0,31	2,07	2,39	1,48	0,14	0,14	–	0,53	0,008	0,016
17Х2Г2НМФТБ	0,17	0,37	2,07	2,42	1,50	0,12	0,17	0,22	0,4	0,011	0,018

Для изучения эффектов структурной наследственности и рекристаллизации образцы нагревали в лабораторных печах типа СНОЛ при 1200 °С с выдержкой 40 мин и последующим охлаждением в воде (20 °С). Затем перегретые образцы подвергали повторному нагреву (быстрой аустенитизации) в соляных ваннах при температуре 900 °С с последующим охлаждением на воздухе, варьируя продолжительность выдержки в ванне от 10 до 600 с. После обработки готовили косые шлифы, на которых модифицированным методом окисления, с последующим травлением 3%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте, выявляли границы зерен в зоне оптимального удаления от поверхности. Концентрация кислорода на границах зерен в этой зоне должна быть достаточной для декорирования границ при легком травлении, но недостаточной для оказания существенного влияния на формирование зеренной структуры. Последнее связано не только с низкой концентрацией кислорода в границах, но и с тем, что к моменту достижения этой концентрации структура уже сформировалась. Количественную оценку размера зерен проводили методом подсчета пересечений границ с отрезками прямой по ГОСТ 5639–82 с использованием микроскопа Neophot-32.

Результаты исследований и их обсуждение. Оценка влияния химического состава стали на интенсивность собирательной рекристаллизации (основного фактора диффузионной релаксации гомогенного аустенита) в исследуемых исходно мелкозернистых конструкционных сталях показала три типа температурной зависимости роста зерна (рис. 1).

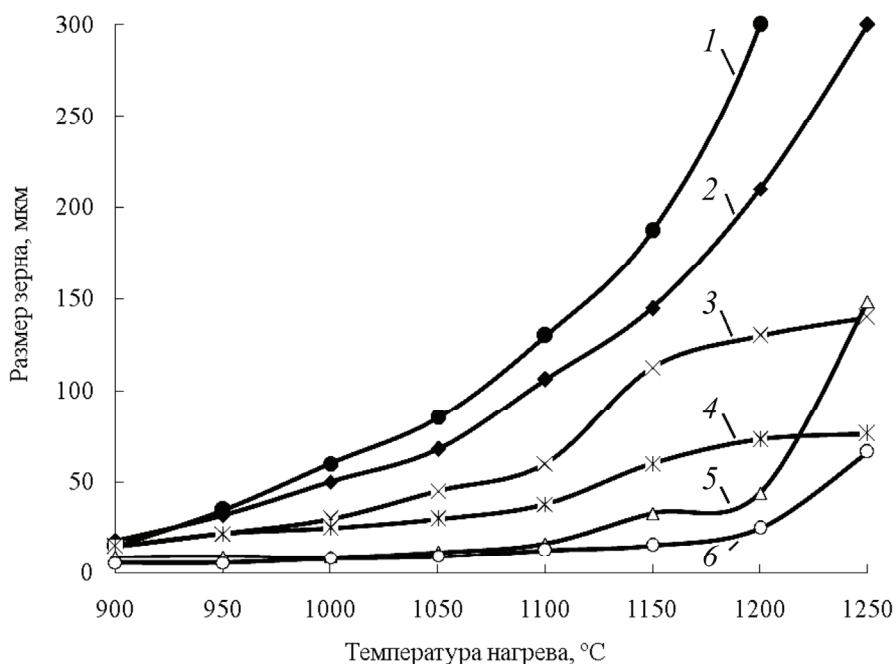


Рис. 1. Влияние температуры аустенитизации ($\tau = 30$ мин) на размер зерна сталей: 1 – 40X; 2 – 40XН2МА; 3 – 07X3ГНМ; 4 – 12X2Г2НМФТ; 5 – 15X2Г2НМФБ; 6 – 17X2Г2НМФТБ

В традиционных сталях заметное увеличение размера зерна наблюдается во всем интервале исследованных температур в экспоненциальной зависимости. Причем с увеличением количества легирующих элементов от 40X к 40XН2М снижается темп собирательного роста.

В экспериментальных плавках 15X2Г2НМФБ и 17X2Г2НМФТБ в интервале температур 900–1200 °C размер зерна практически стабилен, что вызвано барьерным действием термически стабильных частиц карбидов MeC в соответствии с законом Зинера – Смита [8]. В интервале температур 1200–1250 °C происходит резкое увеличение размера зерна, что является результатом растворения карбидов. Причем система, где одновременно находятся титан и ниобий, менее склонна к росту зерна, нежели система, легированная

только ниобием. Расчеты температуры растворения, выполненные с использованием выражения для произведения растворимости по методике [9], показали, что в стали 15X2Г2НМФБ карбид NbC полностью растворяется при температуре 1260 °С. Оценка температуры растворения карбидов MeC в стали 17X2Г2НМФТБ при одновременном легировании титаном и ниобием трудноосуществима в настоящее время, однако можно полагать, что эффективность влияния карбидной фазы на процесс собирательной рекристаллизации выше, чем в стали 15X2Г2НМФБ.

В сталях 07X3ГНМ и 12X2Г2НМФТ зависимость размера зерна от температуры имеет еще более сложный характер. До 1100 °С наблюдается медленный рост, не связанный с барьерным эффектом карбидов ввиду их отсутствия (в 12X2Г2НМФТ температура растворения TiC – 1000 °С). В интервале 1100–1150 °С наблюдается некоторое ускорение роста, а затем стабилизация размера зерна. Можно предположить, что в этих сталях существуют некоторые чрезвычайно стабильные, неподвижные структурные образования, например, отдельные тройные стыки, наследуемые с момента кристаллизации слитка и определяющие верхнюю границу роста зерна. Как и в двух других описанных группах, более легированная сталь 12X2Г2НМФТ в исследованном интервале температур менее склонна к собирательному росту зерна.

Наименее склонными к собирательному росту зерна оказались стали с системой легирования типа X2Г2НМФТ(Б), что наряду с данными о высокой прокаливаемости и отпускостойчивости этих сталей [6] позволяет говорить о высоком сопротивлении диффузионной релаксации системы.

Для изучения особенностей быстрой аустенитизации образцы из сталей 12X2Г2НМФТ, 17X2Г2НМФТБ и 15X2Г2НМФБ предварительно были перегреты и закалены в воде с целью увеличения размера зерна аустенита и растворения в нем легирующих элементов. Данные расчетов температуры равновесия для карбидов позволяют говорить о том, что в результате предварительного перегрева до 1200 °С в стали 12X2Г2НМФТ произошло полное растворение карбидов, а в сталях 17X2Г2НМФТБ и 15X2Г2НМФБ сохранилась часть карбидов титана и ниобия. Отсюда следует, что почти все элементы, входящие в состав сталей, к моменту скоростного нагрева в соляных ваннах находились в твердом растворе.

Непрерывный быстрый нагрев в расплаве солей до 900 °С не приводит к существенному распаду мартенсита в интервале температур отпуска и межкритическом интервале, что является необходимым условием быстрой аустенитизации с наследованием аустенитом дефектной структуры мартенсита.

Эксперименты показали, что аустенитизация всех исследованных сталей включает три последовательно реализуемых этапа (рис. 2):

– наследование, т.е. бездиффузионное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение с восстановлением исходного крупного зерна, сохранением в той или иной степени дефектной структуры мартенсита [10];

– первичную рекристаллизацию после некоторого инкубационного периода с образованием множества мелких равноосных зерен, размер которых тем меньше, чем выше дефектность аустенита [5];

– собирательную рекристаллизацию, темп и результат которой зависит от химического состава аустенита и параметров частиц карбидной фазы, как имеющих в исходной структуре, так и выделяющихся из пересыщенного аустенита в процессе нагрева и выдержки.

Инкубационный период первичной рекристаллизации тем продолжительнее, чем выше содержание карбидообразующих элементов в растворе. В сталях 17Х2Г2НМФТБ и 15Х2Г2НМФБ он находится внутри интервала выдержек 20–40 с. В стали 12Х2Г2НМФТ – 10–20 с. Первичная рекристаллизация в исходно перегретой стали позволяет получить зерно размером 3–5 мкм.

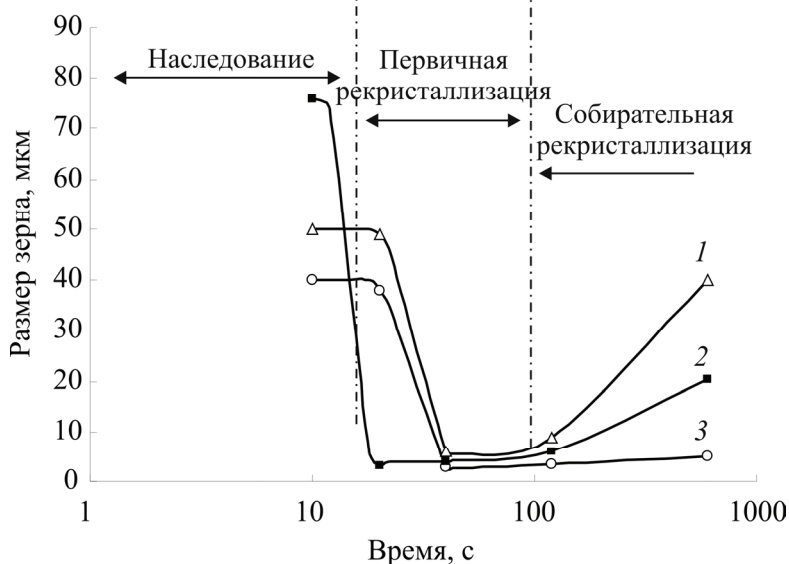


Рис. 2. Кинетика изменения размера зерна аустенита при повторном нагреве до 900 °С перегретых сталей: 1 – 15Х2Г2НМФБ; 2 – 12Х2Г2НМФТ; 3 – 17Х2Г2НМФТБ

Принципиальным различием исследуемых сталей является результат собирательной рекристаллизации. В стали 17Х2Г2НМФТБ собирательная рекристаллизация практически отсутствует. Можно предположить, что она протекает в пределах, ограниченных расстоянием между частицами дисперсных карбидов, образовавшихся при быстрой аустенитизации. В других сталях

с увеличением выдержки отчетливо проявляется собирательный рост зерна. Это означает, что параметры частиц карбидной фазы в этих сталях не обеспечивают достаточный барьерный эффект и темп роста определяется содержанием легирующих элементов в растворе.

Сделаем следующие выводы:

1. Формирование зеренной структуры при быстрой аустенитизации системно-легированных сталей включает три последовательных этапа: наследование, первичная рекристаллизация и собирательная рекристаллизация.

2. Для получения стабильно малого размера зерна аустенита и высокой плотности дислокаций в продуктах его превращения при охлаждении необходимо решение трех задач:

– достижение высокой плотности дислокаций в результате наследования дефектной структуры мартенсита аустенитом;

– развитие первичной рекристаллизации в условиях высокой плотности дислокаций, приводящей к получению малого размера аустенитного зерна;

– стабилизация мелкого зерна аустенита (для получения мартенсита в последнем цикле превращения) в результате адаптации структуры (создания равновесной конфигурации высокоугловых границ).

3. Однократная перекристаллизация низкоуглеродистых мартенситных сталей не позволяет получить зерно размером менее 3 мкм во всем исследованном интервале температурно-временных параметров.

Список литературы

1. Изотов В.И., Вознесенский В.В., Башенко А.П. Влияние величины исходного аустенитного зерна на структуру и предел текучести стали, закаленной на мартенсит // Проблемы металловедения и физики металлов: сб. науч. тр. / ЦНИИЧМ. – М., 1976. – № 3. – С. 192–199.

2. Портер Л.Ф., Дабковски Д.С. Регулирование размера зерна путем термоциклирования // Сверхмелкое зерно в металлах / пер. с англ. – М.: Металлургия, 1973. – С. 135–164.

3. Grange R.A. Strengthening steel by austenite grain refinement // Trans. Quart. ASM. – 1966. – Vol. 59. – P. 26–47.

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

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

6. Каменских А.П., Заяц Л.Ц., Клейнер Л.М., Симонов Ю.Н. Особенности формирования структуры и свойств низкоуглеродистой мартенситной стали 12Х2Г2НМФТ // МиТОМ. – 2003. – № 3. – С. 10–12.

7. Симонов Ю.Н. Условия получения структуры пакетного мартенсита при замедленном охлаждении низкоуглеродистого аустенита // ФММ. – 2004. – Т. 97. – Вып. 5. – С. 7–781.

8. Попов В.В. Моделирование превращений карбонитридов при термической обработке сталей. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2003. – 380 с.

9. Гольдштейн М.И., Попов В.В. Растворимость фаз внедрения при термической обработке стали. – М.: Metallurgia, 1989. – 200 с.

10. Печеркина Н.Л., Сагардзе В.В., Васечкина Т.П. О наследовании дислокационной структуры при ОЦК – ГЦК превращении в процессе нагрева // ФММ. – 1988. – Т. 66. – Вып. 4. – С. 750–758.

Получено 22.02.2011