

Изменение фазовых и структурных превращений при нетрадиционных режимах термической обработки стали

Д.М. Бердиев, Р.К. Ташматов, Ш.Ш. Абборов

*Ташкентский государственный технический университет, г. Ташкент, Узбекистан*

*В статье рассматриваются результаты при термической обработке конструкционных стали с нагревом до экстремальной температуры (при закалке или нормализации) рост плотности дислокаций в кристаллическом строении  $\alpha$  - фазы сопоставим с нагревом до стандартной температуры ( $A_{c3}+30\div 50$  °C), определено его изменение в зависимости от количества углерода и легирующих элементов в составе стали.*

**Ключевые слова:** *термическая обработка, высокая твердость, фазовая перекристаллизация, металлографический анализ, экстремальная температура, плотность дислокаций, легирующие элементы, малолегируемая сталь.*

Важнейшей проблемой современного машиностроения и ремонтных предприятий следует считать снижение расхода металла и энергоресурсов. Однако срок службы металлических изделий определяется главным образом их механическими свойствами.

Основные детали машин изготавливают из углеродистых и малолегируемых сталей, их упрочняют при помощи термической обработки – это закалки с отпуском.

Обычные, стандартные режимы термической обработки металлических изделий, как правило, обеспечивают достаточно высокий уровень механических свойств. Однако в ряде случаев этого оказывается недостаточно. В частности, это касается вязкости металла изделия [1], которая обеспечивает высокую его надежность.

В последние годы уделялось значительное внимание структурной наследственности, так как не всегда удавалось избавляться от наличия крупного зерна в заготовках [2].

Указанное выше касалось даже сплава урана [3], вопросов зависимости механических свойств низкоуглеродистых мартенситных сталей от степени проявления структурной наследственности при термической обработке [4]. В обзорной статье [3-5] рассматривается наследственность при фазовых превращениях.

На основании проведенных исследований было установлено, что все нетрадиционные режимы термической обработки стали базируются на фундаментальных закономерностях фазовых превращений [6]. Суть нетрадиционных режимов термической обработки заключается в том, что

путем предварительной высокотемпературной термической обработки достигается высокий уровень дефектности кристаллического строения стали. Это позволяет при повторном нагреве в зависимости от завершенности повторных структурных превращений, сильно измельчить зерно стали [5].

Однако имеется нерешенных вопросов по направлению исследований, касающихся фазовых превращений сталей, теоретического и практического планов:

- как влияет время нагрева на температуру и величину экстремума плотности дислокаций после превращения  $\gamma - \alpha$  при проведении закалочного охлаждения, на воздухе и после отжига стали;

В данной работе обстоятельно рассматривается механизм  $\alpha - \gamma - \alpha$  превращений, но также отмечается, что при высоких температурах нагрева существует экстремальная температура, когда в твердый раствор (аустенит) переходят атомы тугоплавких примесных фаз. В этом случае при охлаждении ( $\gamma - \alpha$  превращений) получается высокая плотность дислокаций в  $\alpha$  - фазе. При повторной фазовой перекристаллизации часть этих дислокаций сохраняется и очень сильно влияет для повышения работоспособности стальных изделий.

Объектами исследований являлись образцы сталей промышленной выплавки марок 45 и 40Х. В качестве эталонного материала использовали образцы армко-железа. Марки сталей регламентируются ГОСТ 3541-79.

Термическую обработку образцов проводили при нагреве до различных температур, первая из которых была выбрана для каждой стали из расчета  $A_{c3}+30\div 50$  °С, а затем 900 °С, 1000 °С, 1100 °С, 1150 °С и 1200 °С. Время выдержки при этих температурах было различным: 5 минут, 20 минут, 2 часа и 5 часов. В зависимости от времени выдержки нагрев проводили в соляной ванне или в печи. Охлаждение образцов проводили на воздухе, в воде или масле, а также вместе с остыванием печи. Таким образом создавали термическую предысторию стали. Повторная фазовая перекристаллизация всегда проводилась с нагревом до  $A_{c3}+30\div 50$  °С для каждой стали.

Металлографический анализ проводили на микроскопах МИМ-8М [7]. Рентгеноструктурный анализ проводили на установке ДРОН-2,0. Определяли состояние тонкой структуры стали (плотность дислокаций) количество остаточного аустенита, период решетки, количество углерода в фазах закаленной стали [8].

При нормализации крупногабаритных деталей время выдержки в аустенитной области в процессе нагрева может исчисляться часами. В этом случае эффект влияния экстремальной температуры на состояние тонкой структуры стали не определен.

С увеличением температуры нагрева наблюдается известный факт роста аустенитного зерна. Однако во всех случаях имеет место экстремальная температура нагрева 1100 °С при времени аустенизации 20 минут, когда после охлаждения можно зафиксировать максимальный уровень плотности дислокаций (табл.).

Плотность дислокаций сталей после нормализации при различных температурах нагрева (аустенизация 20 мин)

Температура нормализации, °C	Марка стали					
	Fe - армко		Сталь 45		Сталь 40X	
	$\rho \cdot 10^9$ 1/см <sup>2</sup>	$\rho/\rho_{900}$	$\rho \cdot 10^9$ 1/см <sup>2</sup>	$\rho/\rho_{850}$	$\rho \cdot 10^{10}$ 1/см <sup>2</sup>	$\rho/\rho_{870}$
$A_{c3}+30\div 50$	-	-	1,0	-	1,13	-
900	0,37	-	-	-	1,13	1,0
1000	0,88	2,38	1,73	1,73	2,31	2,0
1100	1,40	3,78	4,5	4,5	4,54	4,0
1200	0,73	1,97	2,99	2,99	1,26	1,08

Примечание:  $\rho/\rho_{эт}$  – это отношение плотности дислокаций текущей температуры к первой температуре, как к эталону  $\rho/\rho_{эт}$ . Относительный рост  $\rho$  большой, но абсолютная разница не велика.

Исследования показали, что с увеличением времени выдержки при нагреве стали после превращения  $\gamma - \alpha$  плотность дислокаций  $\alpha$  – фазы получается ниже, а пик максимума смещается к более низким температурам нагрева (рис. 1).

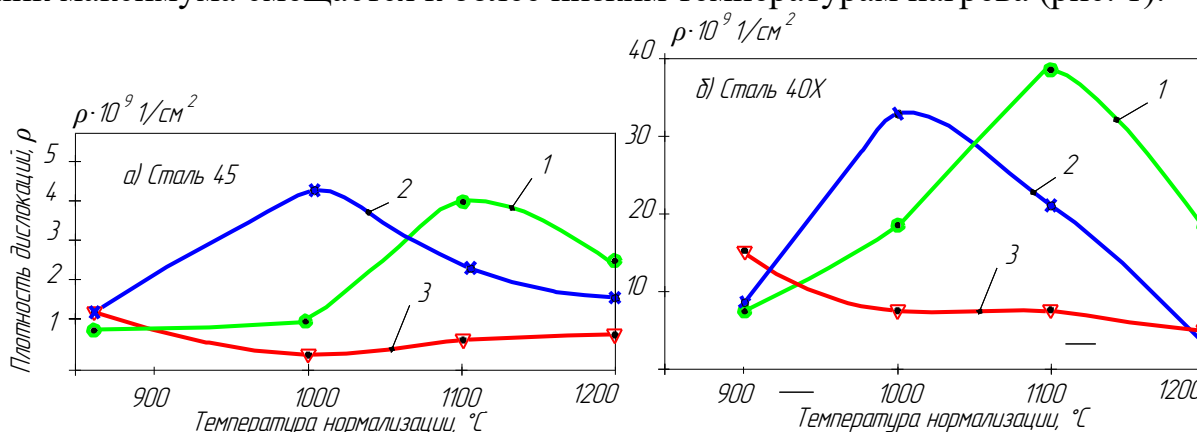


Рис. 1. Влияние температуры нагрева и времени выдержки на плотность  $\rho$  дислокаций нормализованной стали. Время выдержки стали: 20 минут (1), 2 часа (2), 5 часов (3)

Закаленные образцы сталей являются наиболее удобными объектами для исследований параметров их структуры, так как основная их структура мартенсит и некоторое количество остаточного аустенита. Особое значение имеет уровень плотности дислокаций в сталях, закаленных с экстремальной температурой нагрева по сравнению с закалкой в среде от обычно принятых температур (выше температур нагрева  $A_{c3}+30\div 50$  °C). Эта разница велика при малом содержании углерода, например, армко-железа 288%. На образцах из сталей 45 и 40X она составляет 37 и 69 соответственно. При этом в процессе закалочного охлаждения и при низком отпуске в экстремальных позициях наблюдается перераспределение атомов углерода между фазами. Атомы углерода переходят на дислокации и в остаточный аустенит.

О влиянии на уровень плотности дислокаций времени выдержки при различных температурах нагрева после закалочного охлаждения можно судить по результатам опытов, представленных на рис. 2.

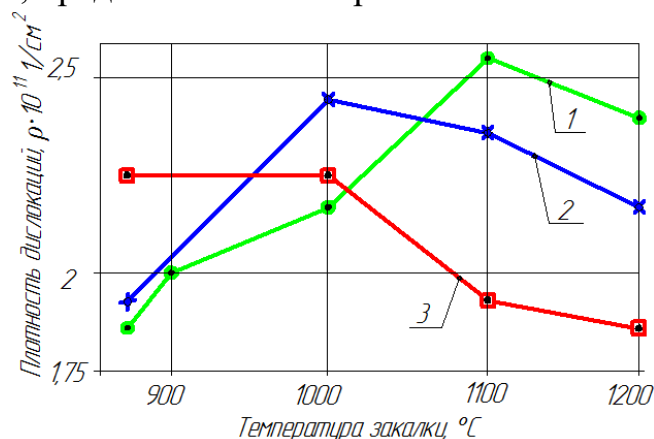


Рис. 2. Влияние температуры и времени нагрева на плотность  $\rho$  дислокаций в закаленной стали 45. Отпуск при нагреве 200 °C. Время выдержки при нагреве: 20 минут (1), 2 часа (2), 5 часов (3)

Характер изменения плотности дислокаций с ростом времени выдержки аналогичен тому, что имело место при нормализации. Аналогичные результаты получены при исследовании стали 40X [9].

Таким образом, показано, что при нагреве стали до высоких температур наблюдаются экстремальные температуры, когда после охлаждения формируются структуры с повышенным уровнем (после нормализации) плотности дислокаций или с ее высоким уровнем (после закалки). Экстремумы плотности дислокаций приходятся на температуры нагрева 1100, 1000, 900 °C при времени выдержки при нагреве 20-30 минут, 2 часа и 5 часов соответственно. Величина роста плотности дислокаций зависит от содержания углерода и легирующих элементов в ней.

#### Библиографический список

1. Подрезов Н.Н., Подрезова И.С. Влияние структурной наследственности на прочность реакторной Cr-Ni-Mo-V стали // Глобальная ядерная безопасность. – Волгодонск, 2017. №4. С. 91-96.
2. Югай С.С., Клейнер Л.М., Шоцев А.А., Митрохович И.Н. Структурная наследственность в низкоуглеродистых мартенситных сталях // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. – Москва, 2004. №12. С. 24-29.
3. Sagaradze V.V., Zuev Yu.N., Bondarchuk S.V., Svyatov J.L., Shestakov A.E., Pecherkina N.L., Kabanova J.G., and Klyukinova M.F. Structural heredity in the U – 6 Nb Alloy and Conditions for its Elimination // The Physics of Materials and Metallography, 2013. Vol. 114. №4. P. 299-307.
4. Yugai S.S., Kleiner L.M., Shatsov A.A. and Mitrokhovich N.N. Structural heredity in low-carbon martensitic steels // Metall Sciens and teat treatment. 2004. Vol. 46. № 11-12. P. 539-542.

5. Dyuchenko S.S. Heredity in phase transformation: mechanism of the phenomenon and effect on the properties // Metall Science and heat treatment. 2000. Vol. 42. № 3-4. P. 122-126.

6. Sadovski V.D. Correction of the Course – Grained Structure During Thermal Treatment of Steel // Heat Treatment and technology of surface coatings. Proceedings of the 7th International Congress on Heat treatment of Materials, Vol. 1, December 11-14. 1990. Moscow. P. 10-14.

7. Батаев В.А., Батаев А.А., Алхимов А.П. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей - М.: Наука, 2007. – 224 с.

8. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ - М.: МИСИС, 1994. – 328 с.

9. Бердиев Д.М. Improving wear resistance of steel products to unconventional heat treatment methods // International journal of scientific & technology research. Vol. 9, Issue 02, February 2020. P 2504-2509