

Влияние нетрадиционных режимов термической обработки на фазовые и структурные превращения сталей

Студент гр. 129-21 Хайдаров М.Ш.

Научный руководитель Д.М.Бердиев

Ташкентский государственный технический университет им. И.Каримова.

г. Ташкент

Важной проблемой современного машиностроения и ремонтных предприятий является снижение расходов металла и энергоресурсов. Так как основные детали машин изготавливаются из углеродистых и низколегированных сталей, срок службы которых определяется главным образом механическими свойствами, то их упрочняют термической обработкой (ТО) – закалкой с отпуском. Принятые стандартные режимы ТО металлических изделий обеспечивают, как правило, высокие механические свойства, но в ряде случаев этого оказывается недостаточно. В частности, это касается вязкости металлов [1], которая обеспечивает высокую надежность изделия.

В последние годы с целью исключения крупных зерен в заготовках значительное внимание уделяется структурной наследственности [2]. Зависимость механических свойств низкоуглеродистых мартенситных сталей от структурной наследственности при ТО [3]. В статьях [4] рассматривается наследственность при фазовых превращениях.

На основании проведенных исследований установили, что все нетрадиционные режимы ТО сталей основаны на фундаментальных закономерностях фазовых превращений [5]. Суть нетрадиционных режимов заключается в том, что путем предварительной высокотемпературной ТО достигается высокий уровень дефектности кристаллического строения стали. Это позволяет при повторном нагревании в зависимости от завершенности повторных структурных превращений значительно измельчить зерно стали [4]. Однако в проведенных исследованиях остались нерешенные теоретические и практические вопросы, касающиеся фазовых превращений сталей:

влияние времени нагрева на температуру и величину экстремума плотности дислокаций после γ - α -превращения при охлаждении на воздухе и после отжига стали при остывании вместе с печью.

В данной работе не только рассматривается механизм α - γ - α -превращений, но и отмечается, что при высоком нагреве существует экстремальная температура, при которой в твердый раствор (аустенит) переходят атомы тугоплавких примесных фаз. В этом случае при охлаждении (γ - α -превращении) увеличивается плотность дислокаций в α -фазе. При повторной фазовой перекристаллизации часть этих дислокаций сохраняется, что значительно повышает работоспособность стальных изделий.

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

Образцы термически обрабатывали при разных температурах: начальную температуру для каждой стали выбирали из расчета выше критической точки температур нагрева $A_{c3} + 30 \div 50$ °С, а затем при температурах около 900, 1000, 1100, 1150 и 1200 °С. Время выдержки при каждой из выше приведенных температурах было различным: 5 мин, 20 мин, 2 ч и 5 ч. В зависимости от времени выдержки нагрев проводили в соляной ванне или в печи. Образцы охлаждали на воздухе, в воде или масле, а также при остывании вместе с печью. Таким образом создавали термическую предысторию стали. Повторную фазовую перекристаллизацию всегда проводили с нагревом до $A_{c3} + 30 \div 50$ °С для каждой стали.

Анализы проводили: металлографический – на микроскопах МИМ-8М [6]; рентгеноструктурный – на установке ДРОН-2,0. Определяли состояние тонкой структуры стали (плотность дислокаций), количество остаточного аустенита, период кристаллической решетки, количество углерода в фазах закаленной стали [7].

С увеличением температуры нагрева наблюдается известный рост аустенитного зерна. Однако во всех случаях имеет место экстремальная температура нагрева 1100 °С при времени аустенитизация 20 мин, когда после охлаждения можно зафиксировать максимальный уровень плотности дислокаций (таблица 1). Из табличных данных виден относительно большой рост ρ , но абсолютная разница не велика.

Таблица 1 - Плотность дислокаций сталей после нормализации при различных температурах нагрева (аустенитизация 20 мин)

Температура нормализации T , °С	Армко-железо		Сталь 45		Сталь 40Х	
	$\rho, 10^9 \text{ см}^{-2}$	ρ/ρ_{900}	$\rho, 10^9 \text{ см}^{-2}$	ρ/ρ_{850}	$\rho, 10^{10} \text{ см}^{-2}$	ρ/ρ_{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

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.

Исследования показали, что с увеличением времени выдержки при нагреве стали после γ - α -превращения плотность дислокаций α -фазы уменьшается, а пик максимума смещается к более низким температурам нагрева [8, 9].

Наиболее удобными для исследования параметров структуры являются закаленные образцы сталей, так как их основная структура – мартенсит и некоторое количество остаточного аустенита. Особое значение имеет плотность дислокаций в сталях, закаленных с температуры (1100 °С) нагрева по сравнению с закалкой в среде от обычно принятых температур (выше температур нагрева $A_{c3} + 30 \div 50$ °С). Эта разница велика при малом содержании углерода, например, 288 % для армко-железа. Для образцов из сталей 45 и 40Х она составляет соответственно 37 и 69 %. Можно предположить, что эффект роста плотности дислокаций в закаленной и низкоотпущенной стали в случае закалки с экстремальной температуры (1100 °С) окажется соизмеримым с ростом износостойкости при трении. При этом в процессе закалочного охлаждения и при низком отпуске наблюдалось перераспределение атомов углерода между фазами: атомы углерода переходят в дислокации и в остаточный аустенит [10].

Влияние времени выдержки на плотность дислокаций при разных температурах нагрева после закалочного охлаждения по результатам опытов показано на рис. Характер изменения плотности дислокаций с увеличением времени выдержки аналогичен изменению плотности при нормализации. Такие же результаты получены при исследовании стали 40Х.

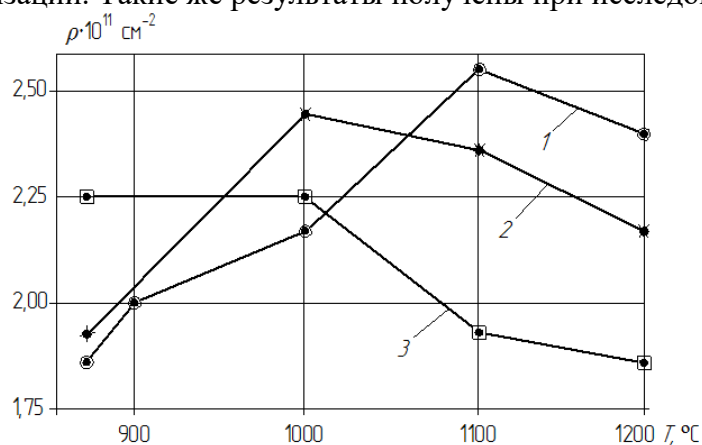


Рисунок 1 - Влияние температуры T и времени выдержки 20 мин (1), 2 ч (2), 5 ч (3) на плотность ρ дислокаций в закаленной стали 45: отпуск при нагреве 200 °С

Таким образом, показано, что при значительном нагреве стали наблюдаются экстремальные температуры, при которых после охлаждения формируются структуры с повышенной (после нормализации) плотностью дислокаций или с ее высоким уровнем (после закалки). Экстремумы плотности дислокаций приходятся на температуры 1100, 1000 и 900 °С при времени выдержки соответственно 20÷30 мин, 2 ч и 5 ч. Увеличение плотности дислокаций зависит от содержания углерода и легирующих элементов в сталях.

Список использованных источников

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. Структурная наследственность в низкоуглеродистых мартенситных сталях / С. С. Югай, Л. М. Клейнер, А. А. Шощев, И. Н. Митрохович // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 12. С. 24–29.
3. Structural heredity in low-carbon martensitic steels / S. S. Yugai, L. M. Kleiner, A. A. Shatsov and N. N. Mitrokhovich // Metall Sciens and teat treatment. 2004. V. 46. N. 11–12. P. 539–542.
4. Dyuchenko S. S. Heredity in phase transformation: mechanism of the phenomenon and effect on the properties // Metall Science and heat treatment. 2000. V. 42. N. 3–4. P. 122–126.
5. 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. V. 1. December 11–14. 1990. Moscow. P. 10–14.
6. Батаев В. А., Батаев А. А., Алхимов А. П. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей. М.: Наука, 2007. 224 с.
7. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994. 328 с.
8. Бердиев Д. М., Юсупов А. А. Повышение износостойкости стальных изделий методом нестандартных режимов термической обработки // Литье и металлургия, 2021. №2. С. 100-104.
9. Бердиев Д. М., Юсупов А. А., Тошматов Р. К. Увеличение стойкости штампов холодной штамповки методом закалки с промежуточным отпуском // Вестник машиностроения, №7. 2022. С. 61-64
10. Бердиев Д. М., Юсупов А. А. Нестандартные режимы термической обработки и их влияние на износостойкость стальных изделий // Вестник машиностроения, №5. 2021. С. 61-63