

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ АУСТЕНИТИЗАЦИИ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР СТАЛЕЙ С ИСХОДНОЙ СТРУКТУРОЙ ПАКЕТНОГО МАРТЕНСИТА

Панов Д.О., Чернова Т.Ю., Симонов М.Ю., Балахнин А.Н.

Руководитель – доцент, к.т.н. Л.Ц. Заяц

Пермский государственный технический университет, г. Пермь,

dimmak-panov@mail.ru

Структура и свойства стали, сформированные при термической обработке, во многом определяются размером зерна, субструктурой и однородностью по химическому составу аустенита, формирующегося в результате фазового превращения при нагреве выше критических точек. Образование и рост зародышей аустенита происходит в области межкритического интервала температур (МКИ), управление этими процессами позволяет варьировать структуру и свойства стали в широком диапазоне.

Благоприятные для комплекса механических свойств особенности строения материала, такие как высокая дисперсность, повышенная плотность дислокаций, развитая субструктура и однородность по химическому составу, при превращении в двухфазной области, являются термодинамически неравновесным состоянием, релаксация которого возможна посредством диффузионных процессов. Для снижения кинетических возможностей системы к уменьшению свободной энергии состояния за счет диффузионных механизмов необходимо уменьшить химическую неоднородность исходной структуры и повысить стойкость стали к диффузионной релаксации за счет легирования.

Изучение влияния системы легирования на процессы аустенитизации проводили на сталях 12ХН3А и 12Х2Г2НМФТ с исходно однородной по химическому составу структурой – пакетного мартенсита, система легирования которых в первом случае увеличивает, а во втором случае уменьшает активность углерода.

Изучение аустенитизации исследуемых сталей при непрерывном нагреве до 900⁰С с различными скоростями (0.6, 20, 90 %/сек) проводились методами дилатометрии, что позволило выделить в области межкритического интервала температур участок линейной зависимости удлинения образца от температуры. Этот участок расположен в средней области МКИ, и соответствует 60-80% превращения. Угол наклона линейного участка характеризует интенсивность превращения. В таблице 1 приведены значения тангенса угла наклона линейного участка ($tg\alpha$) для исследуемых сталей.

Таблица 1. Значения $tg\alpha$ линейного участка МКИ дилатометрической кривой

Сталь	Скорость нагрева, %/сек		
	90	20	0,6
12Х2Г2НМФТ	0.77	0.59	0.79
12ХН3А	0.33	0.49	0.33

У стали 12Х2Г2НМФТ более высокие абсолютные значения $\text{tg}\alpha$, другими словами - более высокая интенсивность развития превращения в МКИ при непрерывном нагреве, что свидетельствует о меньшей степени развития диффузионной релаксации.

Прямолинейность и схожий угол наклона среднего участка дилатометрической кривой в МКИ при высоких и низких скоростях нагрева исследуемых сталей говорят об ориентационном росте кристаллов аустенита, что приводит к явлению структурной наследственности. При средних скоростях нагрева происходит нарушение линейности на участке роста кристаллов аустенита, что является следствием развития рекристаллизационных релаксационных процессов на межфазных границах.

Исследование аустенитизации в МКИ при изотермических выдержках проводилось методом пробных закалок при скоростном нагреве в оловянных ваннах. При нагреве стали в МКИ протекает фазовое превращение, в результате которого при температуре изотермической выдержки существуют две фазы – аустенит и релаксированная α -фаза. После охлаждения со скоростью выше критической аустенит превращается в мартенсит. Появление свежего мартенсита в структуре стали приводит к упрочнению, а отпуск исходного мартенсита (релаксация мартенситной α -фазы) – к разупрочнению. Таким образом, твердость стали после охлаждения определяется соотношением объемов этих двух фаз.

Анализ приведенных данных показывает, что при температуре 710 °С твердость образцов полностью определяется степенью протекания отпускной релаксации. В стали 12ХН3А при 20-секундной выдержке степень релаксации такова, что в материале достигнуто состояние близкое к равновесному (увеличение выдержки не приводит к существенному снижению твердости). Более высокое значение твердости стали 12Х2Г2НМФТ при такой же выдержке, а также существенное снижение твердости с увеличением выдержки позволяют заключить, что структура далека от равновесия. Эти данные являются иллюстрацией подавления диффузионной релаксации, в частности при отпуске закаленной стали.

Повышение твердости внутри МКИ свидетельствует об увеличении доли аустенита в процессе изотермической выдержки, поэтому интенсивность изменения твердости по шкале температур определяется интенсивностью изменения соотношения фаз. Исходная твердость стали 12Х2Г2НМФТ достигнута при 750°С после 300с, а для стали 12ХН3А – при 790°С после 300с. У стали 12Х2Г2НМФТ основной прирост твердости в результате превращения наблюдается в интервале от 710 до 750°С для изотермической выдержки 300с и 730 – 790°С для 20 и 60 с., т.е. интервал интенсивного превращения составляет 40 - 60 °С. Для стали 12ХН3А эти интервалы 710 – 790 °С для выдержки 300с и 730 – 810 °С для 20 и 60с, т.е. ширина интервала – 80°С. Отметим, что для обеих сталей с увеличением продолжительности изотермической выдержки интервал интенсивного превращения смещается в область более низких температур.

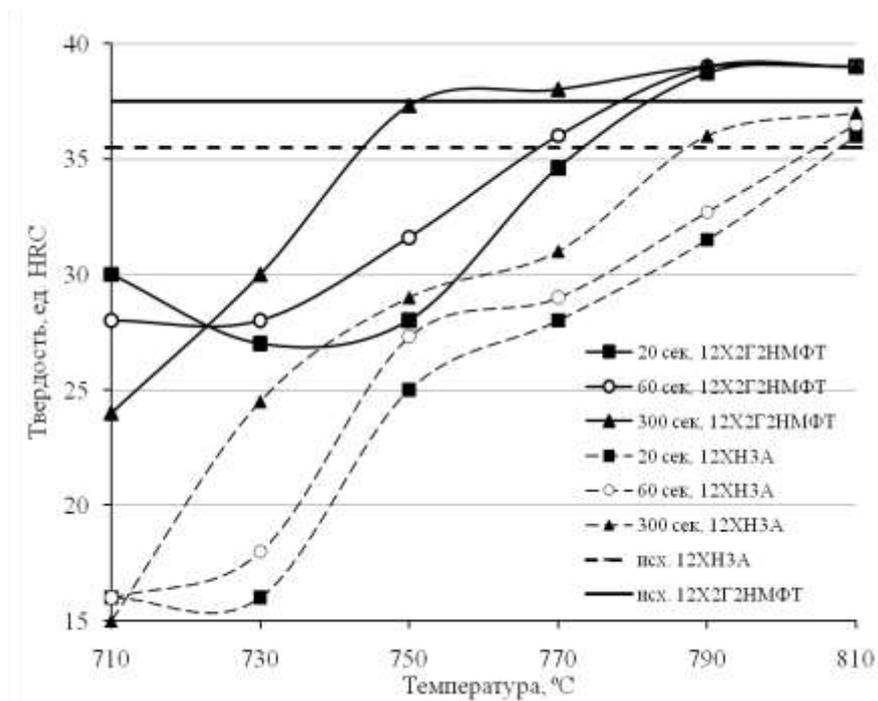


Рис. 1. Изменение твердости закаленных из МКИ сталей 12Х2Г2НМФТ (сплошная линия) и 12ХН3А (пунктирная линия) в зависимости от температуры и времени выдержки

Таким образом, на основании анализа характера изменения твердости при нагреве в МКИ при изотермических выдержках и дилатометрических кривых при непрерывном нагреве можно заключить, что в исходно закаленной стали 12Х2Г2НМФТ временной и температурный интервал превращения (МКИ) короче, а интенсивность выше, чем в стали 12ХН3А. Очевидно, что этот результат связан не только с процессами протекающими в МКИ, но и с процессами при нагреве до температуры изотермической выдержки, то есть с релаксацией при отпуске.