

1. Асланян Б. С., Никонов Н. Я. Гравитационное движение грузовых тележек по винтовым рельсовым спускам // Изв. вузов. Машиностроение. — 1988. — № 2. — С. 116—121.
2. Дьячков В. К. Самоходное движение тележек подвешенного толкающего конвейера по уклонным путям // Механизация и автоматизация производства. — 1965. — № 7. — С. 45—48.
3. Дьячков В. К. Зависимость коэффициента сопротивления движению ходовой части конвейера от нагрузки // Вестник машиностроения. — 1975. — № 9. — С. 24—26.
4. Яблонский А. А., Норейко С. С. Курс теории колебаний. — М.: Высш. школа, 1975. — 240 с.

Степанакертский педагогический ин-т

14. VI. 1988

Изв. АН АрмССР (сер. ТН), т. XLII, № 3, 1989, стр. 110—114

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК 669.14:621.785

О. А. МКРТЧЯН, Ю. А. АВЕТИСЯН, С. Г. МАМЯН

КОНЦЕНТРАЦИОННЫЕ УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ АУСТЕНИТА В УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 60 ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Методом скоростной рентгеновской съемки исследовано изменение параметров кристаллических решеток α и γ -фаз при обработке стали 60 по различным схемам ЭТЦО. В углеродистых сталях $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение происходит при температурах выше температуры разупрочнения. Поэтому возникающие напряжения самопроизвольно релаксируют и установить изменение на уровне внутренних напряжений стали обычным методом не удается, хотя и наблюдается заметное изменение d зерна. При этом положительный эффект от термоциклирования возрастает до определенного уровня и при дальнейшем увеличении циклов не увеличивается, по-видимому, вследствие динамической рекристаллизации стали. Наибольший эффект скорости термоциклической обработки дает лишь в случае максимального использования в каждом последующем цикле результатов предыдущего.

Ил. 2. Библиогр.: 1 назв.

Արագընթաց ունեղենյան նկարահանման եղանակով ուսումնասիրվել է α և γ -ֆազերի բյուրեղային ցանցի պարամետրերի փոփոխությունը պողպատ 60-ի մշակման ժամանակ տարբեր արագընթաց ջերմացիկային սխեմաներով Ածխածնային պողպատներում $\alpha \rightarrow \gamma$ փոխակերպումը կատարվում է ավելի բարձր ջերմաստիճաններում, քան թուլացման ջերմաստիճանն է: Այդ պատճառով առաջացած շարունակը ինքնարերարար նվազում են, և պողպատի ներքին շարունակի մակարդակի փոփոխությունը սովորական մեթոդով նմարավոր չէ որոշել, չնայած նկատվում է հաստիկի բավականին մանրացում: Ընդ որում ջերմացիկային մշակումից առաջացած դրական արդյունքն աճում է մինչև որոշակի մակարդակի և ցիկլերի քանակի մեծացման դեպքում չի մեծանում, քան երկուսից պողպատի դինամիկ վերաբյուրեղացման նեոնանքով: Արագընթաց ջերմացիկային մշակումը ամենամեծ արդյունք է տալիս միայն այն ժամանակ, երբ ամեն ցիկլում առավելագույն շահով օգտագործվում են նստորջրիկի արդյունքները:

Выбор конкретной схемы скоростной термоциклической обработки в технологических операциях термоулучшения сталей зависит от исходной ее структуры, уровня легированности и допустимой скорости нагрева. Положительный эффект от применения скоростной термоциклической обработки проявляется тем в большей степени, чем грубее исходная структура и может возрастать до определенного уровня, зависящего от степени улучшения структуры. Наиболее целесообразным и эффективным является использование ТЦО для формирования зерна аустенита, поскольку наблюдаемое при этом явление измельчения зерна, обусловленное фазовым наклепом в результате многократной α - γ -перекристаллизации, проявляется тем сильнее, чем больше скорость нагрева и меньше длительность фазового превращения. Повышение температуры нагрева в аустенитной области, уменьшение глубины и скорости фазового превращения снижают влияние фазового наклепа, которое зависит от температуры, времени и механизма релаксации внутренних напряжений, возникающих при фазовом переходе.

Циклическая термообработка, позволяющая регулировать как величину зеренной структуры, так и дисперсность структурных составляющих стали, дает возможность проследить за изменением концентрационного состояния аустенита по углероду непосредственно в процессе ее осуществления. С этой целью методом скоростной рентгеновской съемки [1] было проведено определение параметров кристаллических решеток α и γ фаз при обработке стали 60 по различным схемам ЭТЦО. Исходное состояние стали формировалось в результате отжига после выдержки в печи при 850°C в течение одного часа. Образцы нагревались электроконтактным способом со скоростью $100^\circ\text{C}\cdot\text{с}^{-1}$ (рис. 1). Средняя скорость охлаждения в интервале от температуры нагрева до температуры начала распада аустенита составляла $50^\circ\text{C}\cdot\text{с}^{-1}$. При такой скорости нагрева первые интерференции γ -фазы фиксируются при температуре 770 — 775°C . Значения параметров решетки аустенита как во время изотермической стадии, так и при дальнейшем развитии α - γ превращения характеризуются большим разбросом (рис. 2а). Линии α -фазы сохраняются до температуры 840 — 850°C . В условиях нагрева со скоростью $100^\circ\text{C}\cdot\text{с}^{-1}$ завершение фазовой перекристаллизации в областях доэвтектоидного феррита, определенное с помощью дилатометрического анализа, наступает при температуре 880 — 890°C . При этих же температурах параметры решетки аустенита становятся равными постоянным γ -решетки со средним для стали содержанием углерода и при дальнейшем повышении температуры увеличиваются в соответствии с закономерностями объемного расширения аустенита в однофазной области. Факт равенства среднего параметра решетки аустенита при температуре завершения α - γ превращения параметру решетки аустенита со средним содержанием углерода для стали вытекает из аддитивности вкладов концентрационных неоднородностей γ -фазы по углероду и интегральную интенсивность рентгеновских интерференционных рефлексов от всего объема фазы. Незначительные интерференции от α -фазы при температурах на 40 — 50°C

ниже точки A_{c2} обусловлено действием фактора Дебая-Уоллера на интенсивности рентгеновских рефлексов, а также быстрым уменьшением количества феррита на завершающем этапе фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения.

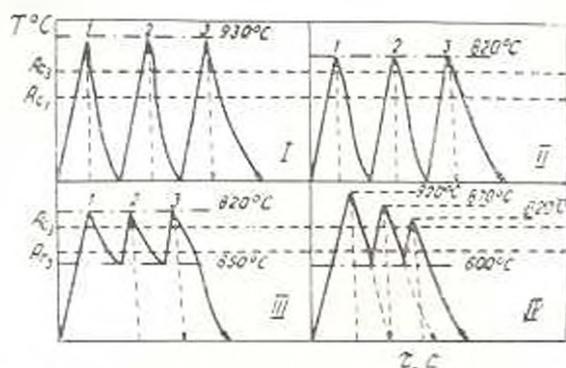


Рис. 1. Схемы термовихлической обработки углеродистой стали 60

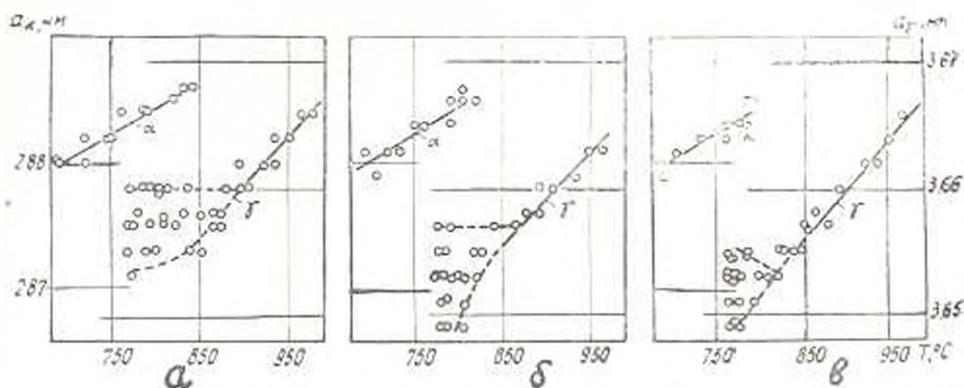


Рис. 2. Изменение параметров кристаллических решеток и фаз стали 60 в процессе термовихлической обработки. — графы как по схеме I, а — 1-й, б — 2-й, в — 3-й нагрев.

Повторные нагревы до температур выше завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения существенно влияют на величину разброса значений параметров аустенита. С увеличением числа циклов при обработке по схеме I максимальное отличие величин параметров при одной температуре уменьшается, также снижается температура, при которой параметр решетки аустенита становится равным постоянной решетки аустенита с 0,6% углерода (рис. 2 б, в). При этом момент исчезновения рефлексов от α -фазы также регистрируется при все более низких температурах. Подобная картина наблюдается и при циклической обработке по остальным схемам. Снижение максимальной температуры нагрева при обработке по схемам II, III в сравнении со схемой I исключает возможность снижения неоднородности по величине параметров решетки на начальных этапах $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения даже после 3

циклов нагрева—охлаждения. Проведение циклической термообработки со снижением температуры нагрева в каждом последующем цикле существенно увеличивает однородность параметров аустенита уже после 3-х циклов. Следует отметить, что величина параметров во всех случаях отклоняется в интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения от параметра решетки гомогенного аустенита, в основном, в сторону больших значений и при этом максимальная величина параметров аустенита, возникающая на изотермическом участке, сохраняется вплоть до завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения.

Данные о содержании углерода в аустените, образующегося при циклическом нагреве стали 60, показывают, что при первом нагреве стали с грубой отожженной структурой в начале $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения образуется наиболее высокоуглеродистый аустенит с содержанием углерода 0,7—1,0%. В результате превращения избыточного феррита в межкритическом интервале температур средняя концентрация углерода в аустените снижается, достигая к моменту завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения величины среднего по углероду состава стали. Каждый цикл обработки по всем схемам включает в себя реализацию в ходе нагрева и последующего охлаждения цикла $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. В зависимости от максимальной температуры нагрева в предыдущем цикле при последующем нагреве в $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение вовлекается ферритно-перлитная смесь с определенной степенью дисперсности, обусловленной полнотой прохождения $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и гомогенизации аустенита.

Снижение максимальной температуры нагрева в цикле (схема II) приводит к тому, что значительная разность концентраций углерода в аустените, образующемся в начале $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, не устраняется при 5-кратном проведении циклов нагрева-охлаждения, и составляет 0,55—0,9% С. Температура завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, при которой аустенит приобретает средний для стали состав по углероду, незначительно снижается, в данном случае на 15—20°C после пяти циклов. При этом в ходе $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения возникает большой интервал существования аустенита с пониженной по сравнению со средней концентрацией углерода, который уменьшается с ростом числа циклов. Концентрационное состояние аустенита, образующегося при нагревах согласно схемам III и IV, когда охлаждение производится лишь до температур завершения $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода, в основном аналогично рассмотренным случаям.

При нагреве со скоростью $100^\circ\text{C}\cdot\text{с}^{-1}$ стали с исходной отожженной структурой для всех схем обработки в межкритическом интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения среднее содержание углерода в аустените заметно выше среднего для стали (0,6%) и снижается с увеличением температуры в двухфазной области. К моменту завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения аустенит содержит углерод в количестве, равном среднему составу стали, что свидетельствует о полном растворении цементитной фазы в процессе диффузионно-контролируемого $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Перераспределение углерода в аустените во время $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, определяющее характер изменения максимальной и минимальной кон-

центрации углерода, зависит от характера микроструктуры стали, формирующейся в циклах $\alpha \rightarrow \gamma$ превращений при различных условиях нагрева-охлаждения.

Анализ приведенных данных свидетельствует о том, что в углеродистых сталях $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение происходит при температурах выше температуры разупрочнения. Поэтому возникающие напряжения самопроизвольно релаксируют и установить изменение в уровне внутренних напряжений стали обычным методом не удается, хотя и наблюдается заметное измельчение зерна. При этом положительный эффект от термоциклирования возрастает до определенного уровня и при дальнейшем увеличении циклов не увеличивается, по-видимому, вследствие динамической рекристаллизации стали.

Наибольший эффект скоростная термоциклическая обработка дает лишь в случае максимального использования в каждом последующем цикле результатов предыдущего.

ЛИТЕРАТУРА

1. А с 175711 СССР, Кл. С 01п 42. Зод. Способ рентгеноструктурного анализа / В. И. Третьяков, В. Н. Мельник (СССР), № 810431 26—25, Заяв. 27.12.62; Опубл. 09.10.65, Бюл. № 20.—50 с.

ЕрПИ им. К. Маркса

5 VII. 1987

Изв. АН АрмССР (сер. ТН), т. XLII, № 3, 1989, с. 114—120.

СТРОИТЕЛЬНЫЕ КОНСТРУКЦИИ

УДК 624.071+339.71

В. Д. КОТАПО

УСТОЙЧИВОСТЬ ОРТОТРОПНЫХ ВЯЗКОУПРУГИХ НЕОДНОРОДНО-СТАРЕЮЩИХ ОБОЛОЧЕК

Рассматривается задача выпучивания сжатых тонкостенных оболочек, выполненная из ортотропного вязкоупругого неоднородно-стареющего материала. Анализируется влияние возрастной неоднородности на показатели деформационного состояния в процессе выпучивания оболочек, а также на их устойчивость при различных степенях анизотропии материала.

№ 1. Библиогр. 3 назв.

Գրություններ է առկա ընդհանուր առմամբ բարակների համար, որոնք պատրաստված են ուղղանկյուն ճաշարկ-տոն-կոնիկ ածանցյալ ճիւղաց ճարտար փեր շտրված և կամպոզիտ ածանցյալ ռեզինային շերտաշերտի փերով շտրված և թանաք կամ խոնավային զրո քանակները առկան ընթացքում ճարտարապետների առկա արվեստների համար: