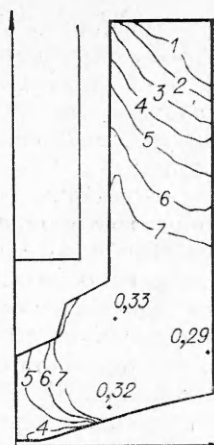


На рис. 4 представлены изолинии поля касательных напряжений. Номера 2—6 соответствуют уровням от $-0,2$ до $+0,2$ ГПа с шагом $0,1$ ГПа; 1 — $0,25$ ГПа, 7 — $0,25$ ГПа. Конечная форма трещин отличается от прямолинейной в силу наложения дальнейшей деформации в ходе проникания, поворота материальных частиц. Трещины отрыва внутри плиты могут образовываться, по-видимому, на начальном этапе проникания в результате взаимодействия волн напряжений.

В заключение отметим, что представленные данные о характере деформирования плиты в окрестности кратера при проникании получены впервые с помощью метода муара. Разработанную методику можно использовать для исследования различных квазистатических процессов с этапным нагружением, например в обработке металлов давлением, изучении технологических операций и т. д.



Р и с. 4

ЛИТЕРАТУРА

1. Дюрелли А., Паркс В. Анализ деформаций с использованием муара.— М.: Мир, 1974.
2. Теокарис П. Муаровые полосы при исследовании деформаций.— М.: Мир, 1972.
3. Антуков В. Н., Каширин В. Ф., Мурзакаев Р. Т. и др. Применение метода муара в исследовании процесса откольного разрушения // ДАН СССР.— 1986.— Т. 290, № 2.
4. Лурье А. И. Нелинейная теория упругости.— М.: Наука, 1980.
5. Роговой А. А. Вариационная постановка упругопластической задачи при больших деформациях в эйлери-лагранжевых координатах // Напряжения и деформации в конструкциях и материалах.— Свердловск: УНЦ АН СССР, 1985.
6. Труделл К. Первоначальный курс рациональной механики сплошных сред.— М.: Мир, 1975.
7. Бриджмен П. В. Новейшие работы в области высоких давлений.— М.: ИЛ, 1948.
8. Соколовский В. В. Теория пластичности.— М.: Высш. шк., 1969.
9. Завьялов Ю. С., Квасов Б. И., Мирошниченко В. Л. Методы сплайн-функций.— М.: Наука, 1980.

г. Пермь

Поступила 31/VI 1990 г.,
в окончательном варианте—17/IV 1991 г.

УДК 539.56 : 669.017

В. П. Ларионов, Я. С. Семенов, С. Г. Касьянов

МЕССБАУЭРОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА

Предлагается методика количественного анализа остаточного аустенита, образующегося обычно в результате термомеханического цикла сварки в низколегированных сталях. С помощью мессбауэровских спектроскопических исследований показано, что количество остаточного аустенита зависит от температуры термомеханического цикла сварки и что он распадается при приложении внешних механических воздействий. Сделан вывод, что методика ядерного γ -резонансного количественного анализа остаточного аустенита может позволить оптимизировать параметры сварочного процесса.

Опыт эксплуатации металлоконструкций сооружений, землеройных и горных машин на Севере показывает, что при понижении температуры и неблагоприятном сочетании ряда факторов возможны хрупкие разрушения сварных элементов [1]. Причиной разрушений являются недостаточные технологическая прочность и хладостойкость металла шва и околошовной зоны сварных соединений. Наряду с этим снижение технологической прочности сварных соединений возникает из-за появления холод-

ных трещин. Склонность сварного соединения к образованию холодных трещин определяют [2]:

— кинетика структурных фазовых превращений металла шва и околошовной зоны, которая зависит от химического состава основного металла и сварочных материалов, а также термомеханического цикла сварки;

— высокие остаточные напряжения в сварном соединении и наличие концентраторов напряжений в нем.

Наиболее слабое место в сварном соединении — околошовная зона (главным образом из-за роста аустенитных зерен и ухудшения свойств границ за счет сегрегации примесей и некоторых легирующих элементов при высоких температурах). Степень развития этого процесса для металла околошовной зоны определяется в основном его протеканием в области максимальных температур интенсивного роста зерен и термомеханического цикла сварки.

В связи с этим исследована кинетика образования и распада остаточного аустенита в низколегированной стали методом ядерной гамма-резонансной спектроскопии, который позволяет уверенно идентифицировать аустенитную и мартенситную фазы в сплавах на основе железа [3]. Он удобен для изучения фазовых превращений, происходящих в таких сплавах под действием внешних механических напряжений и температуры, так как не требует дополнительной обработки (полировки и т. д.) образцов с остаточными аустенитной фазой и термомеханическими напряжениями.

Для исследований выбрана низколегированная сталь ХВГ; ее химический состав и характеристики превращений: С — 0,9—1,05, Si — 0,15—0,35, Mn — 0,8—1,1, Cr — 0,9—1,2, W — 1,2—1,6, S, P \leq 0,03, Cu \leq 0,3, критические точки мартенситного превращения: $M_n = 210^\circ\text{C}$, $M_s = -50^\circ\text{C}$, критические точки аустенитного превращения: $A_{c1} = 750^\circ\text{C}$, $A_{c3} = 940^\circ\text{C}$.

С целью моделирования термомеханического цикла сварки образцы изготавливались на токарном станке в виде тонкой стружки (толщиной ~ 60 — 80 мкм), полученной на разных скоростях резания. Это позволяет разогреть металл стружки до температур, лежащих в интервале A_{c1} — A_{c3} , деформировать и задавать различные скорости закалки.

Измерения мессбауэровских спектров проводились на электродинамической установке с постоянным ускорением (линейность не хуже 1 %). Гамма-кванты регистрировались сцинтилляционным детектором с использованием кристалла NaI(Tl) толщиной 0,8 мм. Мессбауэровский спектр записывался многоканальным анализатором LP/4000, который запускался в режиме временной развертки каналов синхронно с началом цикла скорости. Источником гамма-квантов служил изотоп ^{57}Co , диффундированный в Pd. Для калибровки спектрометра использовался стандартный поглотитель Fe_2O_3 .

Измеренные мессбауэровские спектры 1—5 (рис. 1) показывают, что у образцов из стали ХВГ, полученных на разных скоростях резания (0, 50, 100, 150, 200 об/мин соответственно), спектры отчетливо делятся на две фазы: аустенит, образованный в результате разогрева, деформации и закалки — центральный пик; первичная структура стали ХВГ в состоянии поставки (ферромагнитная ОЦК), данная в виде хорошо разрешенного секстета. На спектрах четко различается количество остаточного аустенита при разных скоростях резания, что отвечает разным термомеханическим циклам сварки и показывает кинетику образования остаточного аустенита. На рис. 1—3 ось абсцисс — номера каналов, ось ординат — относительные интенсивности.

Кинетика распада остаточного аустенита от внешних механических воздействий моделируется измельчением стружки. При измельчении стружки мессбауэровские спектры свидетельствуют (рис. 2), что остаточный аустенит распадается в соответствии с размерами частиц, т. е. чем

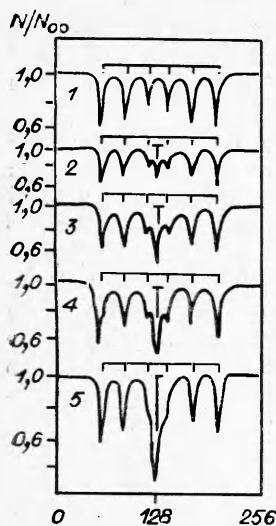


Рис. 1

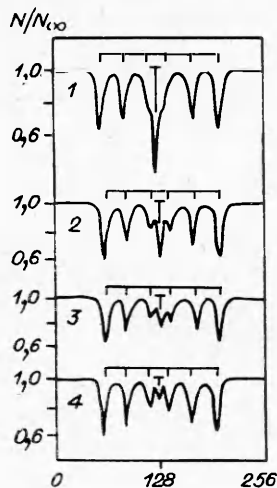


Рис. 2

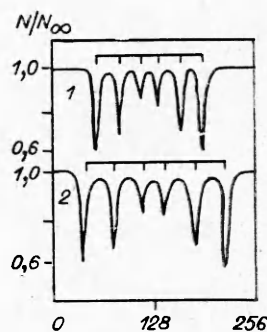


Рис. 3

мельче частицы, тем меньше остаточного аустенита (размеры частиц: 1—4 отвечают 4,5; 2; 1; 0,5 мм).

Мессбауэровские спектры образцов после полного отжига демонстрируют (рис. 3), что образуется однофазная ферромагнитная структура, эффективное магнитное поле которой зависит от скорости резания ($H_{эф} = 270$ и 356 кЭ для скорости 50 и 200 об/мин — спектры 1 и 2), т. е. от термомодеформационного цикла сварки.

Поскольку в низколегированной стали ХВГ компоненты отдельных фаз на мессбауэровском спектре разделены и пропорциональны их содержанию, то можно провести количественный фазовый анализ остаточного аустенита, образовавшегося в результате закалывания от температур $A_{c1} - A_{c3}$. Согласно [3], в приближении тонкого поглотителя доля площади экспериментального спектра, соответствующая i -й фазе, определяется равенством

$$S_i = n_i f'_i / \sum_{j=1}^k n_j f'_j,$$

где k — число фаз в исследуемом образце; f'_i — вероятность поглощения гамма-квантов резонансными ядрами i -й фазы. Число резонансных атомов в i -й фазе многофазного сплава можно найти по формуле

$$n_i = \lambda_0 N_A Q q_i t_i / G_e.$$

Здесь λ_0 — доля резонансных атомов в естественной смеси изотопов мессбауэровского элемента (для ^{57}Fe $\lambda_0 = 0,0219$); N_A — число Авогадро; Q — масса образца площадью 1 см^2 ; q_i — относительная доля i -й фазы ($\sum_{i=1}^k q_i = 1$); G_e — масса одного грамм-атома мессбауэровского элемента; $t_i = g_i / G_i$; g_i , G_i — масса атомов мессбауэровского элемента в грамм-молекуле и масса грамм-молекулы i -й фазы. Тогда истинное значение массовой доли каждой фазы в исследуемом образце может быть найдено из выражения [3]

$$q_i = \left(S_i \prod_{j \neq i} t_j f'_j \right) / \left(\sum_{p=1}^k S_p \prod_{j \neq p} t_j f'_j \right),$$

где S_i вычисляются из экспериментального спектра по методике [4]; f'_j находится теоретически с оценкой фактора Дебая — Валлера в дебаевском приближении [3]. Так как при сварке зарождения аустенита

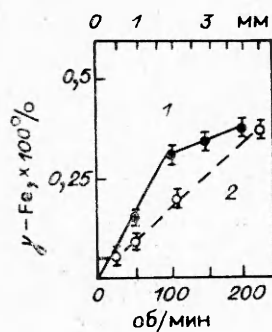


Рис. 4

образуются на межфазных границах феррит — цементит, то относительная доля атомов мессбауэровского элемента в j -й фазе образца равна $t_j = 0,93311$ [3].

Результаты проведенного по вышеизложенной методике количественного фазового анализа остаточного аустенита представлены на рис. 4 (кривая 1 — кинетика образования остаточного аустенита, полученного при различных термомеханических циклах сварки, 2 — кинетика распада остаточного аустенита при приложении внешних механических воздействий). В процессе сварки околошовная зона и зона термического влияния подвергаются различным термомеханическим

циклам, вследствие чего имеется разное количество остаточного аустенита в этих зонах. При приложении внешних механических воздействий остаточный метастабильный аустенит распадается на α - и ϵ -мартенсит [5] и влияет на физические и механические свойства сварного соединения. А различие количества остаточного аустенита с увеличением расстояния от шва при фазовом превращении $\gamma \rightarrow \alpha$ может быть причиной зарождения холодных трещин и снижения технологической прочности сварного соединения. Так как термомеханический цикл сварки зависит от ее скорости, погонной энергии и других параметров сварочного процесса, то, изменяя их, можно управлять кинетикой образования остаточного аустенита.

Таким образом, предлагаемая нами методика количественного определения метастабильного аустенита в применении для конкретных сталей может позволить оптимизировать технологические режимы сварки с целью повышения служебных свойств сварного соединения, оценить фазовый состав околошовной зоны и зоны термического влияния при разных режимах сварки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ларионов В. П. Электродуговая сварка конструкций в северном исполнении. — Новосибирск: Наука, 1986.
2. Слепцов О. И., Михайлов В. Е., Петушков В. Г. и др. Повышение прочности сварных конструкций для Севера. — Новосибирск: Наука, 1989.
3. Литвинов В. С., Каракишев С. Д., Овчинников В. В. Ядерная гамма-резонансная спектроскопия сплавов. — М.: Металлургия, 1982.
4. Ларионов В. П., Семенов Я. С. Мессбауэровские исследования однооснагруженных ферромагнитных образцов // ПМТФ. — 1991. — № 3.
5. Штернин С. Л., Колчин Г. Г., Гвоздик В. В., Кривцов Ю. С. Влияние фазовых превращений на вязкость метастабильной стали криогенного назначения // Прочность материалов и конструкций при низких температурах. — Киев: Наук. думка, 1990.

г. Якутск

Поступила 21/III 1991 г.