

В. И. САРРАК, С. О. СУВорова

200-ГРАДУСНЫЙ МАКСИМУМ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ И ОСТАТОЧНЫЕ МИКРОНАПРЯЖЕНИЯ В МАРТЕНСИТЕ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 13 IV 1972)

На кривой температурной зависимости внутреннего трения мартенсита в районе 200° наблюдается широкий максимум (например $(1-6, 9-12)$), высота которого пропорциональна концентрации углерода в мартенсите $(2-4)$. При отпуске мартенсита максимум уменьшается, при отжиге при 600° максимум полностью исчезает $(2, 5)$. Согласно (4) , пластическая деформация не оказывает влияния на высоту максимума, а по данным (5) приводит к увеличению ее. Ряд авторов $(3, 5, 6)$ полагают, что максимум в районе 200° в мартенсите подобен 200 -градусному максимуму внутреннего трения в железе, связанному, по данным (7) , с диффузией углерода в поле напряжения дислокаций. В работе (8) появление 200 -градусного максимума внутреннего трения в железе объясняется движением дислокаций вместе с атмосферами примесных атомов внедрения; в работах $(9, 10)$ причиной появления такого максимума в мартенсите считается диффузия углерода в остаточном аустените. Авторы (11) объясняют возникновение этого максимума как результат роста и растворения карбидных частиц вследствие колебания дислокаций.

Уменьшение максимума внутреннего трения в районе 200° при отпуске закаленной стали связывают обычно с выделением углерода из мартенсита (3) , однако, как показано в работе (12) , уменьшение максимума наблюдается и тогда, когда распада мартенсита при отпуске не происходит. Авторы (12) высказали предположение, что изменение высоты максимума в районе 200° при отпуске связано с релаксацией остаточных внутренних микронапряжений в мартенсите.

В настоящей работе на сталях с различной устойчивостью против отпуска изменение в результате отпуска высоты максимума внутреннего трения при 200° сопоставляли с изменением ширины рентгеновской интерференционной линии, предела текучести и релаксационного эффекта.

Исследование проводили на сталях Н22, 20С2Г3Н2Х2Ф и 20ХГ.

Внутреннее трение определяли методом свободных крутильных колебаний при частоте ~ 1 гц на проволочных образцах диаметром 0,8 мм. Измерения проводили при нагреве до 200° и далее через каждые 50° с одночасовой выдержкой при каждой температуре вплоть до $450-500^\circ$.

Механические испытания и определение величины релаксационного эффекта проводили на машине «Инстрон» при скорости деформации $4 \cdot 10^{-3}$ сек $^{-1}$ на проволочных образцах диаметром 0,8 мм при исходных напряжениях, не превышающих макроскопический предел текучести материала (по методике, описанной в (13)). За величину эффекта релаксации $\Delta\sigma$ принимали величину падения напряжения от исходного значения σ_0 до некоторого конечного σ_t в течение 20 мин. В связи с зависимостью макроскопического предела текучести исследуемых материалов от температуры отпуска и условий испытания величину релаксации определяли с учетом значений $\sigma_{0,2}$ как $\Delta\sigma \cdot (\sigma_0 / \sigma_{0,2})^{-1}$. Ширину рентгеновских интерференций $(211)_{K\alpha}$ и $(220)_{K\alpha}$ определяли на дифрактометре ДРОН-1 (железные излучения).

На рис. 1 показана зависимость ширины рентгеновских интерференций и предела текучести сталей Н22, 20С2Г3Н2Х2Ф и 20ХГ от температуры отпуска. В безуглеродистой стали Н22 (рис. 1, 1) заметное уменьшение ширины рентгеновской интерференционной линии при отпуске начинается при температуре выше 300° и связано с релаксацией остаточных микронапряжений в мартенсите (¹⁴). Изменения предела текучести при этом не наблюдается.

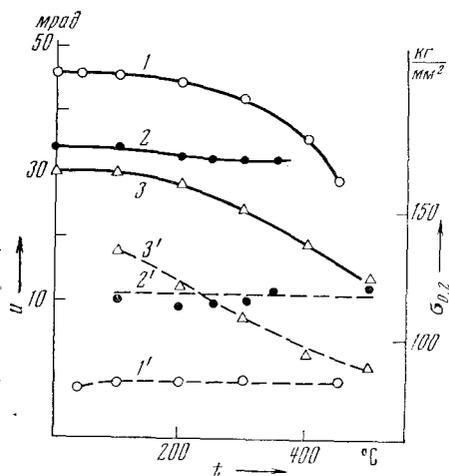


Рис. 1

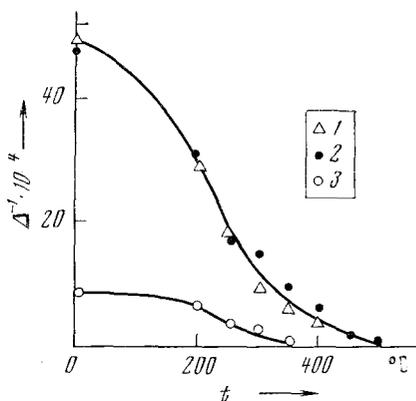


Рис. 2

Рис. 1. Изменение при отпуске ширины и рентгеновской интерференционной линии B (1—3) и предела текучести $\sigma_{0,2}$ (1'—3') сталей Н22 (1, 1'), 20С2Г3Н2Х2Ф (2, 2') и 20ХГ (3, 3'). На стали Н22 — ширина интерференционной линии (200)_{к α} , на сталях 20ХГ и 20С2Г3Н2Х2Ф — (214)_{к α}

Рис. 2. Зависимость высоты максимума внутреннего трения в районе 200° от температуры отпуска: 1 — сталь 20ХГ, 2 — сталь 20С2Г3Н2Х2Ф, 3 — сталь Н22

На стали 20С2Г3Н2Х2Ф сравнительно низкое содержание углерода позволяет исключить первую стадию отпуска; легирование кремнием и ванадием задерживает протекание второй стадии отпуска. Твердый раствор углерода в мартенсите стали 20С2Г3Н2Х2Ф не распадается до 300—350° — нет изменения ширины рентгеновской интерференции и предела текучести (рис. 1, 2, 2').

Твердый раствор углерода в мартенсите стали 20ХГ распадается при отпуске при температуре выше 200—250°, наблюдается заметное падение ширины рентгеновской интерференционной линии (рис. 1, 3), а также уменьшение предела текучести (рис. 1, 3').

На кривой температурной зависимости внутреннего трения всех исследованных сталей в районе 200° наблюдался широкий максимум. На стали Н22, содержащей 0,02% углерода, высота максимума составляет всего $\sim 9 \cdot 10^{-4}$ (рис. 2, 3), однако на температурной зависимости внутреннего трения максимум выявлен очень четко. Малая величина максимума в этой стали может быть связана в основном с низким содержанием углерода.

Во всех случаях при отпуске наблюдалось уменьшение максимума внутреннего трения в районе 200°, смещение его в сторону более высоких температур и уменьшение его ширины вследствие исчезновения части максимума со стороны низких температур.

На рис. 2 показана зависимость высоты максимума внутреннего трения в районе 200° (за вычетом фона) от температуры отпуска. Уже после отпуска при 200° в течение 1 часа наблюдается значительное уменьшение

высоты максимума внутреннего трения; после отпуска при 450–500° максимум в районе 200° на сталях 20С2Г3Н2Х2Ф (рис. 2, 2) и 20ХГ (рис. 2, 1) практически отсутствует, на стали Н22 (рис. 2, 3) высота максимума очень мала и уже после отпуска при 350° он мало заметен на кривой температурной зависимости внутреннего трения.

Таким образом, высота максимума в районе 200° в сталях 20ХГ и 20С2Г3Н2Х2Ф меняется при повышении температуры отпуска одинаковым образом, несмотря на то, что распад твердого раствора углерода в мартенсите в стали 20ХГ начинается при температуре 200–250°, а в стали 20С2Г3Н2Х2Ф не происходит до 350–400°. Уменьшение при отпуске высоты максимума внутреннего трения в районе 200° не является, таким образом, следствием уменьшения содержания углерода в мартенсите или образования карбидной фазы.

Не наблюдается также корреляции между изменением среднего уровня микронапряжений (о котором можно судить по ширине рентгеновских интерференционных линий) и высотой максимума внутреннего трения в мартенсите. Так, в стали 20С2Г3Н2Х2Ф в результате отпуска при 350° высота максимума уменьшается с 50 до $8 \cdot 10^{-4}$, тогда как ширина рентгеновской интерференционной линии не изменяется.

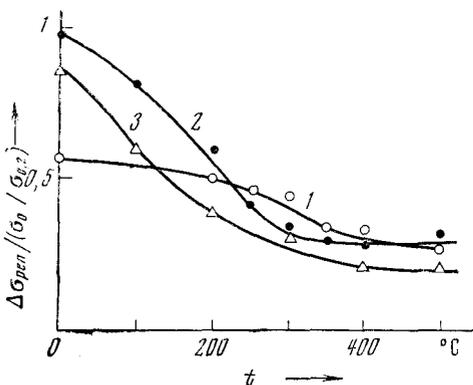


Рис. 3. Зависимость величины релаксационного эффекта от температуры отпуска: 1 — сталь Н22, 2 — 20С2Г3Н2Х2Ф, 3 — 20ХГ

В стали 20ХГ в результате отпуска при 350° наблюдается такое же уменьшение высоты максимума при 200°, как и в стали 20С2Г3Н2Х2Ф, ширина рентгеновской интерференционной линии при этом значительно уменьшается.

В стали Н22 в результате отпуска при 350° максимум исчезает, хотя большая ширина линии указывает, что в стали сохраняется высокий уровень остаточных микронапряжений.

Изменения максимума можно связать также с изменением предела текучести стали при отпуске (рис. 1 и 2).

Далее изменение высоты максимума при 200° сопоставляли с изменением при отпуске релаксационного эффекта. На рис. 3 показано изменение величины релаксационного эффекта $\Delta\sigma_{\text{рел}} / (\sigma_0 / \sigma_{0,2})$ в зависимости от температуры отпуска. Характер изменения величины релаксационного эффекта с температурой отпуска на стали 20ХГ (рис. 3, 3), в которой распад твердого раствора углерода в мартенсите, как уже отмечалось, начинается при 200–250°, подобен характеру изменения релаксационного эффекта стали 20С2Г3Н2Х2Ф (рис. 3, 2), в которой распад не наблюдается до 350–400°. После отпуска при температуре 200°, в результате которого происходит значительное уменьшение высоты максимума внутреннего трения в районе 200° (от 50 до $30 \cdot 10^{-4}$ ед.), величина релаксационного эффекта также существенно уменьшается (на стали 20ХГ $\Delta\sigma_{\text{рел}} / (\sigma_0 / \sigma_{0,2})$ уменьшается от 0,86 до 0,39, а на стали 20С2Г3Н2Х2Ф от 0,94 до 0,59 кг/мм²). Отпуск при более высоких температурах приводит к дальнейшему уменьшению как высоты максимума внутреннего трения в районе 200°, так и величины релаксационного эффекта.

На стали Н22 заметное уменьшение высоты максимума внутреннего трения (от 9 до $3,5 \cdot 10^{-4}$ ед.) и величины релаксационного эффекта (от 0,56 до 0,465 кг/мм²) наблюдается после отпуска при 250°.

При температурах отпуска 350–400° величина релаксационного эффекта на всех исследованных сталях достигает постоянного значения.

Таким образом, наблюдается корреляция между изменением при отпуске высоты максимума внутреннего трения в районе 200° и величины релаксационного эффекта.

При релаксационных испытаниях при нагружении образца в упругой области (ниже макроскопического предела текучести) участки с повышенными внутренними напряжениями являются центрами релаксации. Падение напряжения, приложенного к образцу, после прекращения активной деформации (величина релаксационного эффекта $\Delta\sigma_{рел}$) тем больше, чем больше величина локальных микронапряжений в стали под нагрузкой.

Падение высоты максимума внутреннего трения в районе 200° при отпуске отражает, по-видимому, уменьшение при отпуске уровня локальных внутренних микронапряжений в мартенсите. Согласно данным (^{7, 8}), появление максимума внутреннего трения при 200° в мартенсите связано с наличием углерода в твердом растворе и дислокаций.

Согласно данным, полученным в настоящей работе, для появления максимума внутреннего трения в районе 200° в мартенсите необходимо также наличие локальных внутренних микронапряжений. Металлы с о.ц.к.-решеткой отличаются высокой энергией взаимодействия дислокаций с атомами примесей внедрения. При напряжениях, применяемых при измерении внутреннего трения, как показало измерение амплитудной зависимости внутреннего трения α железа при повышенных температурах (¹⁵), движения дислокаций не происходит вплоть до $\sim 400^\circ$. Не исключено поэтому, что для движения дислокаций вместе с атомами примесей необходимо наличие локальных внутренних микронапряжений. Локальные внутренние микронапряжения складываются с внешними напряжениями, прикладываемыми при измерении внутреннего трения, и движение дислокаций вместе с атмосферами атомов примесей происходит под действием эффективных напряжений, превышающих средние. Релаксация локальных шелевых напряжений, о которой можно судить по падению релаксационного эффекта, уменьшает эффективное напряжение, действующее на дислокации с атмосферами примесей около них, и последние оказываются неспособными двигаться под действием малых напряжений, прикладываемых при измерении внутреннего трения.

Институт металловедения и физики металлов
Центрального научно-исследовательского института
черной металлургии им. И. П. Бардина
Москва

Поступило
27 III 1972

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ T. S. Ke, P. Yung, *Sci. Sinica*, **2**, 263 (1955). ² И. Н. Черникова, *Физ. мет. и металловед.*, **5**, 402 (1957). ³ H. Marquis, *Mem. Sci. Rev. Met.*, **59**, 149 (1962). ⁴ T. Gladman, F. B. Pickering, *J. Iron and Steel Inst.*, **204**, 2, 242 (1966). ⁵ R. Blackwell, *Nature*, **211**, № 5050, 733 (1966). ⁶ J. McGrath, R. Rawlings, *Acta met.*, **14**, 1, 1 (1966). ⁷ W. Köster, L. Bangert, R. Hahn, *Arch. Eisenhütten*, **25**, 569 (1954). ⁸ G. Schoeck, *Acta met.*, **11**, 6, 617 (1963). ⁹ М. А. Криштал, С. А. Головин, *Физ. мет. и металловед.*, **8**, в. 2, 294 (1959). ¹⁰ Ю. В. Пугзов, М. А. Криштал, С. А. Головин, там же, **10**, 2, 285 (1960). ¹¹ Т. Муга, J. Tamura, J. O. Brittain, *J. Appl. Phys.*, **32**, 1, 92 (1961). ¹² В. И. Саррак, Р. И. Энтил, *ДАН*, **127**, 2, 306 (1959). ¹³ В. И. Саррак, В. Н. Шубин, *Физ. мет. и металловед.*, **25**, 522 (1968). ¹⁴ М. Д. Перкас, *Проблема металловедения и физики металлов*, сборн. статей Инст. металловед. и физ. мет., 1964. ¹⁵ В. И. Саррак, Н. А. Шолов, *Физ. мет. и металловед.*, **22**, № 4, 606 (1966).