

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.57:539.374

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТПУСКЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

© 2023 г. В. М. Фарбер^а, В. А. Хотин^а, *, О. В. Селиванова^а,
А. Б. Овсянников^а, М. С. Карабаналов^а

^аФГАОУ ВО Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

*e-mail: v.a.khotinov@urfu.ru

Поступила в редакцию 17.04.2023 г.

После доработки 09.06.2023 г.

Принята к публикации 20.06.2023 г.

Прослежена эволюция структуры и механических свойств закаленной стали 38Г2Ф (в мас. %: 0.42 С, 1.3 Мп, 0.09 V) в ходе отпуска при 650°C. Показано, что изменение микроструктуры и разупрочнение стали при увеличении продолжительности изотермического отпуска $\tau_{\text{отп}}$ от 2 до 3000 мин соответствует двум стадиям: средней (II стадия) и высокотемпературной (III стадия). Интенсивное падение прочностных свойств $\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{отп}} \sim 100$ МПа/мин на стадии II сменяется весьма инертным разупрочнением $\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{отп}} \sim 0.1$ МПа/мин на стадии III. Методами ПЭМ-, EBSD- и рентгеноструктурного анализа прослежена эволюция микроструктуры и проведена количественная оценка компонент упрочнения и их относительного вклада в предел текучести на разных стадиях отпуска. С использованием параметра отпуска показано, как данные по структурно-фазовому состоянию и прочности, полученные при кратковременном нагреве при 650°C, можно сопоставить с результатами отпуска различной продолжительности при 500 и 550°C (II стадия).

Ключевые слова: среднеуглеродистые стали, мартенсит, разупрочнение при отпуске, прочностные свойства, механизмы упрочнения, плотность дислокаций, карбиды, субструктура

DOI: 10.31857/S0015323023600612, EDN: QFAESX

ВВЕДЕНИЕ

Для получения необходимого комплекса функциональных свойств широкая номенклатура изделий из конструкционных сталей подвергается термоулучшению – закалке с последующим отпуском по различным температурно-временным ($t_{\text{отп}}$, $\tau_{\text{отп}}$) режимам. По изменению физико-механических свойств отпуск углеродистых сталей подразделяется на низкий (стадия I – 150–300°C), средний (стадия II – 350–550°C) и высокий (стадия III – 600–720°C) [1, 2]. Температурные интервалы стадий отпуска ориентировочны и весьма условны, так как изменяются при легировании сталей, скорости или длительности нагрева. Отсутствие данных по длительности нагрева справедливо в силу того, что, как известно из практики термообработки и термодинамики, температура нагрева является более сильнодействующим фактором, чем время.

При выборе параметров отпуска сталей более научно-обоснованным является термокинети-ческий подход, при котором взаимосвязь температуры отпуска $T_{\text{отп}}$ [K] и его продолжительности $\tau_{\text{отп}}$ [ч] выражена через параметр отпуска P в уравнении

Холломоны–Иоффе [3]: $P = T_{\text{отп}}(C + \lg \tau_{\text{отп}}) \times 10^{-3}$, где C – константа, зависящая от химического состава стали и режима ее термообработки. Кроме того, отыскание температурных интервалов стадий отпуска и их параметров необходимо проводить не только по изменению физических (тепловому расширению, теплоемкости и др.), но и прочностных характеристик (твердости, пределу текучести, временному сопротивлению), знание которых более актуально для производителей и потребителей стальных изделий.

Отпуск мартенсита сталей представляет собой теснейшую взаимосвязь процессов изменения дефектной структуры матрицы и превращений цементита M_3C и специальных карбидов, которые выделяются из пересыщенного по углероду и атомам легирующих элементов твердого раствора на основе α -Fe, сформировавшегося из аустенита при закалке. При этом на всех стадиях отпуска перестройка структуры матрицы контролируется поведением частиц выделяющихся карбидных фаз [4–8].

В легированных сталях выделения специальных карбидов закрепляют внутрирешечные дисло-

кации, которые ранее служили подложками для зарождения цементитных частиц. Поскольку образование специальных карбидов происходит при среднем отпуске: $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ при 400–450°C, Mo_2C и VC при 500–550°C, то они, задерживая разупрочнение, смещают температурно-временной интервал II стадии в сторону более высоких температур и продолжительности [5, 7–9].

В зависимости от назначения стали заключительной операцией ее термообработки является нагрев до температур, соответствующих области среднего отпуска (повышенная прочность при удовлетворительном уровне вязкопластических характеристик) или области III стадии отпуска ($t_{\text{отп}} \geq 600^\circ\text{C}$), что обеспечивает наилучшую конструкционную прочность изделия [5, 10, 11].

Первоначально изучение отпуска мартенсита проводилось по одной-двум методикам [1–6]. В последние годы появляется все больше работ [7–13], где параллельно с исследованием механических свойств используются различные методы изучения структуры и фазового состава, как традиционные (металлография, рентгеновский структурный и фазовый анализы), так и современные (просвечивающая и растровая электронная микроскопия, дифракция обратно рассеянных электронов (EBSD) и др.).

Итак, сегодня по-прежнему актуальными являются исследования эволюции структуры и фазового состава при отпуске мартенсита сталей с параллельным использованием разнообразных экспериментальных методов. Это дает возможность на основе термокинетического подхода с использованием параметра отпуска P создать целостную картину превращений и выделить факторы упрочнения на отдельных стадиях отпуска. Целью настоящей работы являлось отыскание на основе анализа прочностных свойств стадий распада мартенсита и происходящих на них структурно-фазовых превращений, а также оценка вклада основных компонент упрочнения в предел текучести стали 38Г2Ф.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Материалом исследования была конструкционная сталь 38Г2Ф (0.42 мас. % С, 1.3 мас. % Мн, 0.09 мас. % V) промышленной выплавки. Для изучения структуры и проведения механических испытаний темплеты длиной 60 мм, сечением 13×13 мм подвергали закалке от 900°C в воде и отпуску при температуре 650°C с выдержкой в течение 2, 8, 16, 32, 64, 3000 мин с последующим охлаждением на воздухе.

Отпуск темплетов проводили в предварительно нагретой на выбранную температуру лабораторной печи; согласно теплофизическим расче-

там [11] время нагрева центра темплета до температуры печи составляло ~5 мин и этот момент принимался за начало отсчета длительности изотермической выдержки ($\tau_{\text{отп}}$).

Для сравнительной оценки механических свойств при разных температуре и продолжительности отпуска использовался параметр отпуска P . Варьирование режимов отпуска для получения заданного уровня твердости позволило экспериментально установить, что для образцов исследованной стали на II стадии отпуска коэффициент $C = 6$ в уравнении Холломона–Иоффе.

Микроструктуру стали изучали с помощью электронных микроскопов – просвечивающего JEM 2100 и растрового Jeol JSM-6490LV, а также электронно-ионного TermoFischer Scios2 LoVac с приставкой для построения карт дифракции обратно рассеянных электронов Oxford Symmetry (EBSD). Для оценки размеров кристаллов и их разориентировки проводили панорамное сканирование шлифов с шагом 0.025 мкм на участке площадью 900 мкм², включающем не менее 20 бывших аустенитных зерен; для расшифровки результатов использовали программно-аппаратный комплекс Oxford HKL Channel 5.

Рентгеноструктурный анализ (PCA) проводили на дифрактометре “Bruker Advance D8” в медном K_α -излучении с применением энергодисперсионного детектора, регистрировали интерференционную линию 220, физическое уширение которой β определяли методом аппроксимации. Плотность дислокаций ρ_d определяли по уравнению [14]:

$$\rho_d = \frac{3E}{Gb^2(1+2\nu)} M\beta^2 = KM\beta^2, \quad (1)$$

где E и G – модули Юнга и сдвига армко-железа соответственно; b – вектор Бюргерса; ν – коэффициент Пуассона, величина множителя, включающего эти параметры, является константой K ; M – подгонный множитель. Такая оценка величины ρ_d допустима, когда физическая ширина линии заметно превышает инструментальную ширину.

Механические испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре проводили на испытательной машине Instron 3382 на цилиндрических образцах диаметром 6 мм и рабочей длиной 40 мм; при этом испытывали не менее двух образцов, подвергнутых обработке по каждому режиму отпуска.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Механические свойства. После выдержки $\tau_{\text{отп}} = 2$ мин при 650°C сталь находится в высокопрочном состоянии ($\sigma_{0.2} = 1630$ МПа, $\sigma_b = 1770$ МПа,

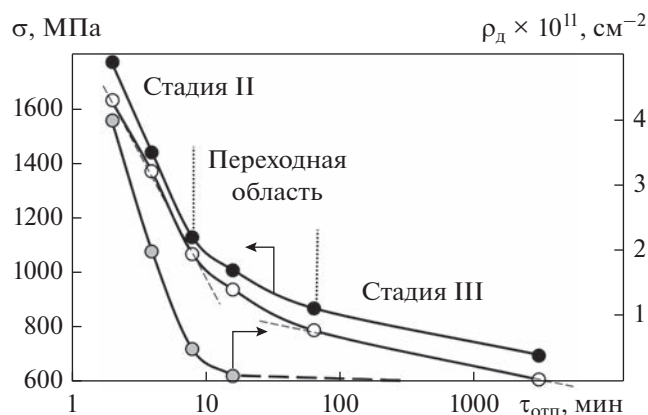


Рис. 1. Зависимость прочностных свойств и плотности дислокаций стали 38Г2Ф от продолжительности отпуска $\tau_{отп}$ при 650°C: ○ — предел текучести $\sigma_{0.2(T)}$, ● — временное сопротивление σ_B , ● — плотность дислокаций ρ_d .

$\sigma_{0.2}/\sigma_B = 0.92$, $\delta = 9\%$, $\psi = 50\%$). На зависимости изменения прочностных свойств стали от продолжительности нагрева при 650°C можно выделить две стадии отпуска (рис. 1). Падение прочностных свойств стали в первые 2–8 мин соответствует II стадии, поскольку величина параметра отпуска $P = 4.17\text{--}4.73$, обеспечивающего такое изменение прочности, соответствует среднему отпуску при 550°C в течение $\tau_{отп} = 7\text{--}34$ мин. или при 500°C продолжительностью $\tau_{отп} = 15\text{--}80$ мин. Такой нагрев приводит к линейному, крутому падению прочности с одинаковой интенсивностью ($\Delta\sigma/\Delta\tau_{отп} \sim 100$ МПа/мин). Поскольку упрочнение на равномерной стадии деформации связано с повышением плотности дислокаций, то параллельный ход кривых $\sigma_{0.2} = f(\tau_{отп})$ и $\sigma_B = f(\tau_{отп})$ свидетельствует, что разупрочнение на II стадии отпуска связано со снижением ρ_d (рис. 1).

В переходной области ($\tau_{отп} = 8\text{--}64$ мин) темп падения кривых $\sigma = f(\tau_{отп})$ замедляется из-за постепенного изменения моды разупрочнения. На III стадии отпуска (при $\tau_{отп} \geq 64$ мин) разупрочнение весьма незначительно ($\Delta\sigma/\Delta\tau_{отп} \sim 0.1$ МПа/мин), и даже после длительной выдержки в 3000 мин прочностные свойства стали сохраняются на относительно высоком уровне ($\sigma_{0.2} = 610$ МПа, $\sigma_B = 700$ МПа, $\sigma_{0.2}/\sigma_B = 0.87$).

Таким образом, преимущество исследования изотермического нагрева образцов по сравнению с изучением набора образцов, нагретых на различную $t_{отп}$, состоит в возможности изучения протяженной переходной области между стадиями.

Микроструктура и карбидные фазы. По данным ПЭМ и EBSD на II стадии отпуска сохраняется унаследованная от мартенсита реечная структура (рис. 2а, 2б, рис. 3а). На EBSD-картах разориентации структурных элементов в условиях высокой плотности дислокаций значительная часть малоугловых границ (МУГр) реек не разрешается (рис. 3а), тогда как на гистограммах распределения границ по углу разориентировки Θ видно (рис. 3в), что после четырехминутной выдержки при 650°C доля МУГр реек с $\Theta \leq 5^\circ$ составляет $\sim 50\%$ (в закаленном состоянии $\sim 70\%$). При этом относительное количество большеугловых границ, разделяющих бывшие аустенитные зерна и пакеты внутри них, не меняется, как и средний размер структурных элементов, равный $\bar{d}_p \sim 0.65$ мкм (рис. 3г).

При анализе EBSD-карт размер кристаллитов рассчитывали, исходя из их площади на шлифе, без учета вытянутости. В анализируемом по данной методике участке образца содержится не менее 20 хаотически ориентированных бывших зерен аустенита, в каждом из которых имеется несколько взаиморазориентированных пакетов, объединяющих рейки [15]. Это как бы нивелирует вытянутость

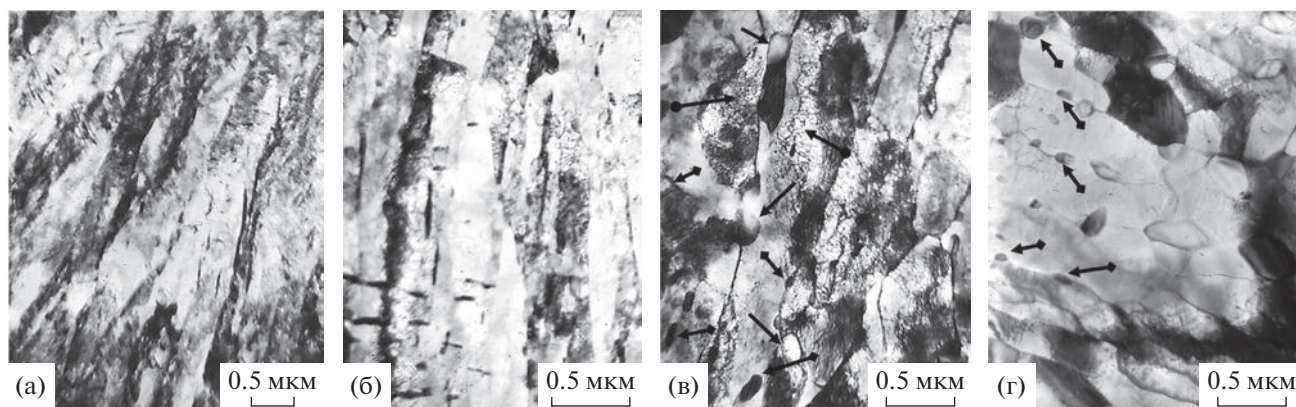


Рис. 2. Микроструктура стали 38Г2Ф после закалки и отпуска при 650°C различной продолжительности $\tau_{отп}$: а — 2, б — 6, в — 8, г — 3000 мин.

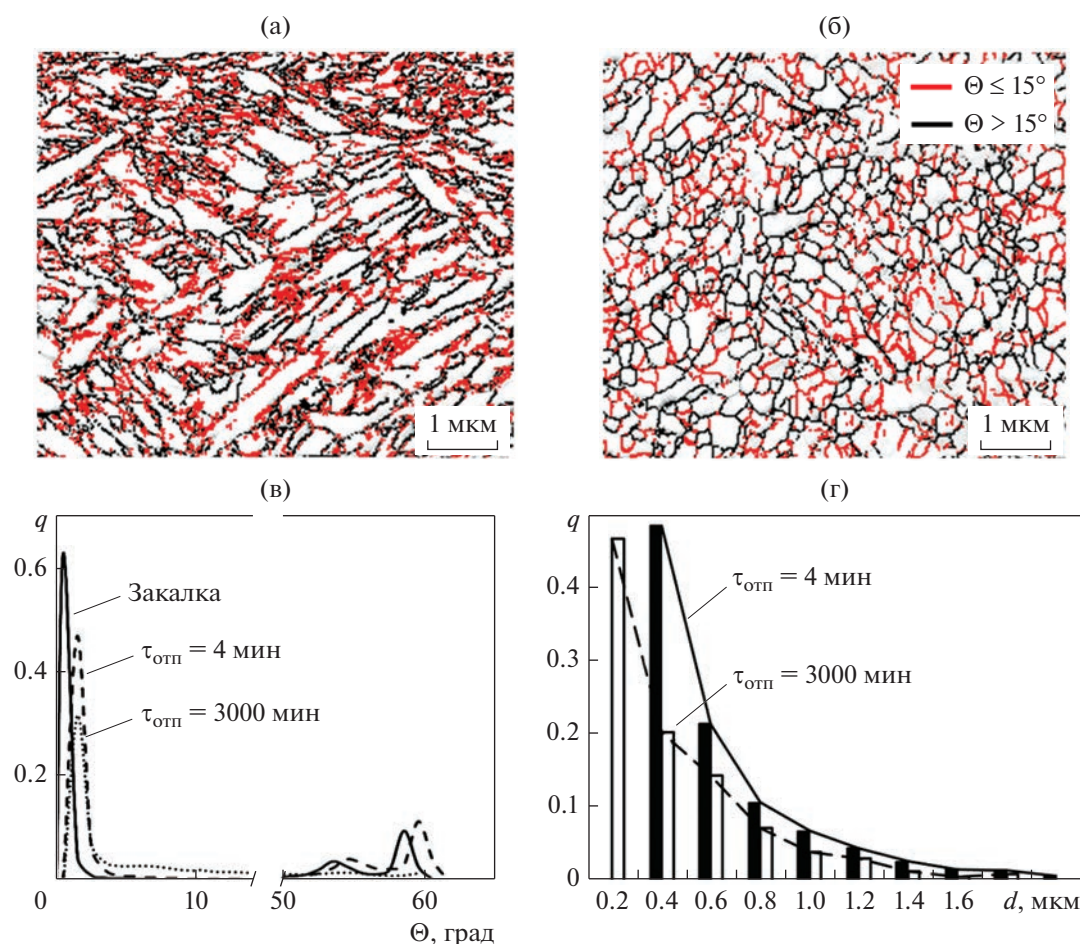


Рис. 3. Микрокарты разориентации структурных элементов в стали 38Г2Ф после отпуска при 650°C в течение 4 мин (а) и 3000 мин (б), гистограммы распределения по углу разориентировки Θ границ (в) и по размеру реек ($\tau_{\text{отп}} = 4$ мин) и субзерен ($\tau_{\text{отп}} = 3000$ мин) (г), РЭМ в режиме EBSD.

реек и позволяет найденную среднюю величину реек $\bar{d}_p$ соотносить с их шириной. По данным анализа 10 полей зрения при исследовании структуры методом ПЭМ $\bar{d}_p \sim 0.70$ мкм (например, рис. 2а–2в). Близость значений $\bar{d}_p$, найденных по обоим методикам, позволяет считать величину $\bar{d}_p \sim 0.65$ мкм, полученную по данным EBSD, достоверной и имеющей большую статистическую значимость.

После отпуска в течение $\tau_{\text{отп}} = 8$ мин видманшеттовы частицы цементита размером до ~ 0.15 мкм располагаются внутри реек (рис. 2а, 2б). Более крупные частицы цементита декорируют границы реек, пакетов, бывших аустенитных зерен. Увеличение выдержки до $\tau_{\text{отп}} = 64$ мин вызывает коагуляцию цементита: постепенное растворение внутриреечных частиц и рост вдоль границ реек почти сплошных лентообразных выделений, которые закрепляют границы, препятствуя стоку в них дислокаций (рис. 2в). В отдельных

участках начинается сфероидизация частиц Fe_3C ($\blacklozenge \rightarrow$ на рис. 2в), которая в дальнейшем интенсифицируется, и при $\tau_{\text{отп}} = 3000$ мин в структуре присутствуют только сферические частицы цементита ($\blacklozenge \rightarrow$ на рис. 2г).

Электронно-микроскопически выделения VC впервые наблюдались в тонкой фольге после $t_{\text{отп}} = 500^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{отп}} = 120$ мин и немного раньше на экстракционных репликах [4], указанный режим отпуска соответствует II стадии. Частицы VC размером $100\text{--}200$ Å в настоящей работе обнаруживаются только в тех участках фольги, где контраст от дислокаций ослаблен ($\bullet \rightarrow$ на рис. 2в). Статистически достоверно определить в тонкой фольге расстояние между частицами VC, их плотность выделения N_v (количество частиц в единице объема) затруднительно. В силу малого содержания ванадия в стали (0.09 мас. %) N_v настолько мала, что частицы VC не могут существенно препятствовать перестройке дислокаций, и плотность

дислокаций ρ_d снижается почти на порядок в первые 16 мин отпуска (рис. 1).

Необходимость использования рентгено-структурного анализа для оценки плотности дислокаций связана с тем, что он является интегральной методикой, дающей информацию о ρ_d в больших по объему участках исследуемого образца, тогда как просвечивающая электронная микроскопия – крайне локальный метод, обладающий низкой статистической значимостью. Применение ПЭМ для оценки плотности дислокаций и, особенно, ее изменений при низком и среднем отпуске мартенсита используется редко [6] и обычно не рекомендуется в силу того, что при $\rho_d \geq 1 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ контраст от соседних дислокаций накладывается друг на друга, а в отдельных микрообъемах дислокации могут быть невидимы. К тому же в среднеуглеродистых сталях мартенсит имеет два морфологических типа с различной “тонкой” структурой [15].

Постепенное растворение карбидных частиц внутри реек приводит к высвобождению дислокаций, их перестройке и глубокой аннигиляции, а оставшиеся дислокации образуют субграницы. Обычно, это субграницы наклона, образованные упорядоченными стенками краевых дислокаций с одним вектором Бюргерса, расположенные на одинаковом расстоянии.

Формирование таких упорядоченных дислокационных стенок требует массового переползания дислокаций, что происходит при высокой концентрации термических и избыточных вакансий, возникающих при движении и аннигиляции дислокаций. Первоначально субзерна обнаруживаются вблизи границ пакетов и реек ($\rightarrow$ на рис. 2в), а потом повсеместно в объеме реек. Если средняя толщина реек $\bar{d}_p = 0.65 \text{ мкм}$, а средний размер субзерен $\bar{d}_{сз} = 0.35 \text{ мкм}$, то, следовательно, в пределах каждой рейки возникает примерно два субзерна.

В полигональной структуре почти все дислокации находятся в субграницах. Субзерна весьма медленно растут, и, следовательно, протяженность субграниц и ρ_d слегка снижаются с увеличением $\tau_{отп}$, что показано пунктиром на рис. 1. При крайне длительной выдержке субграницы стремятся мигрировать, увеличивают угол разориентировки Θ до 10° – 15° (рис. 3в), что можно рассматривать как начальную стадию рекристаллизации.

Итак, в пределах каждой стадии отпуска происходят монотонные и единообразные структурно-фазовые превращения. В переходной области ситуация другая вследствие постепенного по микрообъемам образца и времени нагрева появления новых структурных элементов – субзерен и сферических частиц цементита. Смена типа структурно-фазовых превращений в переходной

области приводит к появлению новой моды разупрочнения и пластического течения. При этом возросшая неоднородность структуры должна негативно сказаться на уровне вязкопластических свойств. Отсюда значимость для практики термообработки параметров отпуска, соответствующих началу P_{Π}^H и окончанию P_{Π}^K переходной области.

Оценка величины компонент упрочнения. Оценку вкладов компонент упрочнения в предел текучести стали проводили по уравнению [4, 5]:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р} + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c, \quad (2)$$

где σ_0 – напряжение трения решетки, $\Delta\sigma_{т.р}$ – твердорастворное упрочнение, дислокационное упрочнение – $\Delta\sigma_d$, дисперсионное упрочнение внутриреечными частицами цементита и специальных карбидов – $\Delta\sigma_{д.у}$, зернограничное упрочнение большеугловыми границами – $\Delta\sigma_3$, субструктурное упрочнение субзернами – $\Delta\sigma_c$. Принимали, что совокупный вклад напряжения трения решетки ($\sigma_0 = 30 \text{ МПа}$) и твердорастворного упрочнения ($\Delta\sigma_{т.р} \sim 60 \text{ МПа}$) не зависит от продолжительности отпуска и составляет 90 МПа, а падение $\sigma_{0.2}$ при отпуске определяется величиной других компонент.

По данным рентгеноструктурного анализа плотность дислокаций в закаленном состоянии составила $\rho_d \sim 1 \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$. При изотермическом отпуске относительно высокая плотность дислокаций сохраняется в металле вплоть до $\tau_{отп} = 2 \text{ мин}$ ($\rho_d \sim 4 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$), затем существенно снижается, и при $\tau_{отп} \geq 64 \text{ мин}$ оставшиеся дислокации не вносят существенного вклада в предел текучести (рис. 1).

В диапазоне $\rho_d = 10^8$ – 10^{12} см^{-2} зависимость величины дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_d$ удовлетворительно (с коэффициентом детерминации $R^2 = 0.99$) описывается степенным уравнением:

$$\Delta\sigma_d = 9.79\rho_d^{0.5}, \quad (3)$$

согласно которому наибольший вклад в упрочнение исследованной стали ($\Delta\sigma_d \sim 600 \text{ МПа}$) плотность дислокаций вносит после выдержки в течение 2 мин (рис. 4).

Вклад в упрочнение большеугловых границ бывших аустенитных зерен и пакетов мартенситных реек оценивали по уравнению Холла–Петча:

$$\Delta\sigma_3 = k_y d_3^{-0.5}, \quad (4)$$

в котором коэффициент k_y для большеугловых границ принимали равным $k_y = 0.63 \text{ МПа мкм}^{0.5}$. Поскольку субграницы реек, закрепленные уже при кратковременном отпуске ленточными выделениями цементита, являются непрозрачными для дислокаций, то их вклад в упрочнение $\Delta\sigma_p$ эквивалентен таковому для большеугловых границ.

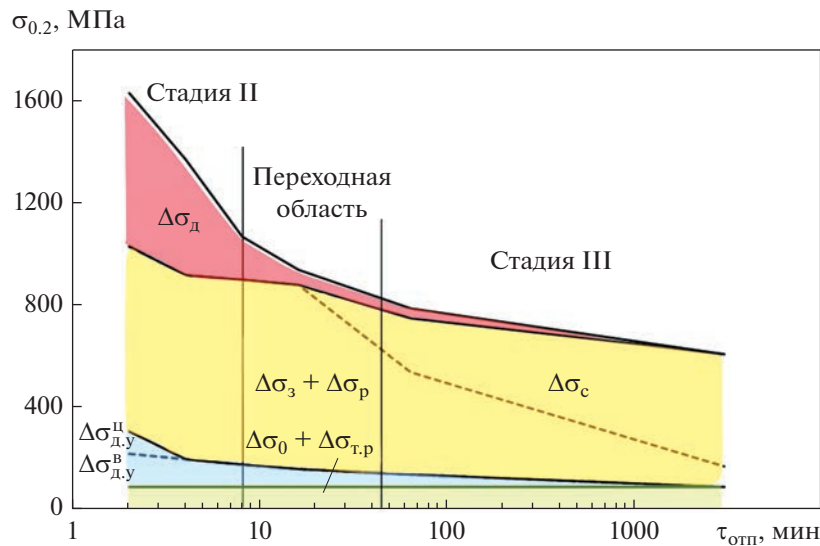


Рис. 4. Вклад различных компонент упрочнения в предел текучести стали 38Г2Ф после отпуска при 650°C различной продолжительности $\tau_{отп}$.

Исходя из этого, компоненту $\Delta\sigma_p$ рассчитывали по уравнению (4), где за величину d_3 принимали среднюю ширину рек $\bar{d}_p$, равную по данным EBSD ~ 0.65 мкм.

Субструктурное упрочнение $\Delta\sigma_c$ оценивали по уравнению:

$$\Delta\sigma_c = k_y d_{сз}^{-1}, \quad (5)$$

в котором коэффициент k_y для границ с углом разориентировки $\Theta < 15^\circ$ по данным [16] принимали равным $k_y = 150,4$ МПа мкм, $d_{сз}$ — средний размер субзерен, равный по данным EBSD ~ 0.35 мкм.

Дисперсионное упрочнение при отпуске исследованной стали обусловлено частицами цементита и ванадия. Выделение цементита происходит уже при нагреве до достижения температуры отпуска 650°C, а VC — в первые несколько минут изотермической выдержки. Так как непосредственно из эксперимента величину $\Delta\sigma_{д.у}$ с удовлетворительной точностью оценить не удалось, то вклад данной компоненты оценивался по разности между пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и другими действующими компонентами упрочнения.

Таким образом, основными компонентами упрочнения, отвечающими за уровень прочностных свойств стали при отпуске, являются дислокационное (II стадия) и субзеренное (III стадия) упрочнения, относительный вклад которых в предел текучести $\sigma_{0,2}$ при изученных режимах отпуска составляет более 80% (рис. 4). Главным фактором интенсивного разупрочнения стали 38Г2Ф на II стадии отпуска является снижение плотности дислокаций при коагуляции частиц

Fe_3C , а слабая интенсивность разупрочнения на III стадии отпуска ($\tau_{отп} \geq 64$ мин) обусловлена высокой устойчивостью субзерен к росту.

ВЫВОДЫ

1. Исследованы изменения механических свойств и микроструктуры методами ПЭМ, РЭМ, EBSD, рентгеноструктурного анализа стали 38Г2Ф в ходе изотермического нагрева мартенсита при 650°C. Обнаружено, что перестройка структуры и разупрочнение металла соответствуют двум стадиям отпуска: стадия II интенсивного разупрочнения ($\Delta\sigma/\Delta\tau_{отп} \sim 100$ МПа/мин) при кратковременной выдержке вплоть до $\tau_{отп} = 8$ мин, соответствующая среднему отпуску, и стадия III слабого разупрочнения ($\Delta\sigma/\Delta\tau_{отп} \sim 0.1$ МПа/мин) при $\tau_{отп} \geq 64$ мин, при наличии переходной области между ними.

2. Установлено, что в пределах каждой стадии отпуска протекают монотонные и единообразные структурно-фазовые превращения. На II стадии отпуска происходит коагуляция ранее сформировавшихся частиц цементита, выделение и рост частиц VC. Сравнительно небольшое количество частиц VC не препятствует быстрой перестройке и аннигиляции дислокаций (их плотность ρ_d падает от 4.0×10^{11} до 0.5×10^{11} см $^{-2}$). Речная структура остается стабильной — средняя ширина рек ~ 0.65 мкм не меняется, как и их угол разориентировки ($\Theta \leq 5^\circ$), вероятно, вследствие образования на их границах почти сплошных лент цементита.

3. Обнаружено, что сфероидизация цементита в переходной области и на III стадии отпуска высвобождает границы рек, и во всем объеме образца

возникают округлые субзерна средним размером ~ 0.35 мкм, границы которых при длительном нагреве ($\tau_{\text{отп}} = 3000$ мин) стремятся мигрировать.

4. Оценка компонент упрочнения по параметрам структуры позволила определить, что основной вклад ($q \sim 80\%$) в предел текучести стали 38Г2Ф на II стадии отпуска мартенсита вносит совокупное действие дислокационного и зернограничного (за счет границ реек) механизмов упрочнения, а на III стадии отпуска – субзеренное упрочнение.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Программа развития Уральского федерального университета в рамках программы “Приоритет-2030”). Испытания проведены с использованием оборудования ЦКП УрФУ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 236 с.
2. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. М.: Металлургия, 1994. 288 с.
3. Бернст Р. Технология термической обработки сталей. М.: Металлургия, 1981. 608 с.
4. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979. 208 с.
5. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: МИСиС, 1999. 408 с.
6. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Изотермический отпуск закаленной среднеуглеродистой малолегированной стали. Преобразование дефектной подсистемы // Фунд. пробл. совр. материаловедения. 2004. Т. 1. № 2. С. 21–32.
7. Liu F., Chen K., Kang C., Jiang Z., Ding S. Effects of V-Nb microalloying on the microstructure and properties of spring steel under different quenching-tempering times // J. Mater. Res. Tech. 2022. V. 19. P. 779–793.
8. Sun C., Fu P.-X., Ma X.-P., Liu H.-H., Du N.-Y., Cao Y.-F., Liu H.-W., Li D.-Z. Effect of matrix carbon content and lath martensite microstructures on the tempered precipitates and impact toughness of a medium-carbon low-alloy steel // J. Mater. Res. Tech. 2020. V. 9. № 4. P. 7701–7710.
9. Селиванова О.В., Хошинов В.А., Овсянников А.Б., Хадыев М.С. Деформационное поведение при растяжении стали 20Х3 после закалки и отпуска // Митом. 2022. № 8. С. 15–20.
10. Lee W.S., Su T.T. Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions // J. Mater. Proc. Tech. 1999. V. 87. № 1–3. P. 198–206.
11. Jiang B., Wu M., Zhang M., Zhao F., Zhao Z., Liu Y. Microstructural characterization, strengthening and toughening mechanisms of a quenched and tempered steel: Effect of heat treatment parameters // Mater. Sci. Eng. A. 2017. V. 707. P. 306–314.
12. Zhao N., Zhao Q., He Y., Liu R., Liu W., Zheng W., Li L. Strengthening-toughening mechanism of cost-saving marine steel plate with 1000 MPa yield strength // Mater. Sci. Eng. A. 2022. V. 831. P. 142280.
13. Tkachev E., Borisov S., Belyakov A., Kniazuk T., Vagina O., Gaidar S., Kaibyshev R. Effect of quenching and tempering on structure and mechanical properties of a low-alloy 0.25C steel // Mater. Sci. Eng. A. 2023. V. 868. P. 144757.
14. Christien F., Telling M.T.F., Knight K.S. Neutron diffraction in situ monitoring of the dislocation density during martensitic transformation in a stainless steel // Scripta Mater. 2013. V. 68. P. 506–509.
15. Штремель М.А., Андреев Ю.Г., Козлов Д.А. Строеение и прочность пакетного мартенсита. // Митом. 1999. № 4. С. 10–15.
16. Фарбер В.М., Бельский Б.З., Гольдштейн М.И. Оценка прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным // ФММ. 1975. Т. 39. № 2. С. 403–409.