

УДК 620.178.3:620.194.8

СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ОТОЖЖЕННОЙ И УПРОЧНЕННОЙ МЕДИ М1

Пачурин Г.В.

*ФГБОУ ВПО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева»,
Нижний Новгород, e-mail: PachurinGV@mail.ru*

Значительное число ответственных деталей машин и механизмов испытывает воздействие переменных циклических нагрузок в условиях не только нормальных, но и криогенных и повышенных температур. Поэтому проблема повышения надежности и безопасной работы деталей машин и технических устройств, испытывающих воздействие циклических нагрузок на воздухе при разных температурах является приоритетным направлением современной науки и важнейшей задачей промышленности. В связи с этим задача установления закономерностей усталостного разрушения с целью прогнозирования и повышения эксплуатационной долговечности деформационно-упрочненных металлических материалов, а, следовательно, и снижения материалоемкости изделий, является весьма актуальной. В работе исследовались цилиндрические образцы из широко применяемой в разных отраслях промышленности технической чистой меди М1. Установлено, что повышение температуры испытания приводят к снижению предела выносливости и циклической долговечности деформированных материалов. При этом в деформированных и термообработанных металлических материалах с повышением температуры испытания сокращается период до зарождения усталостных трещин и увеличивается скорость их роста.

Ключевые слова: технически чистая медь, температура, упрочнение, повреждаемость, фрактография, микроструктура, циклическая долговечность, сопротивление усталости

FATIGUE RESISTANCE AT DIFFERENT TEMPERATURES OF ANNEALED AND STRENGTHENED COPPER M1

Pachurin G.V.

*Nizhny Novgorod State Technical University R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod,
e-mail: PachurinGV@mail.ru*

A significant number of critical parts of machinery is affected by variable cyclic loading conditions is not only normal but also cryogenic and elevated temperatures. Therefore, the problem of increasing reliability and safe operation of the machine parts and technical devices experiencing effects of cyclic loading in air at different temperatures is a priority of modern science and the most important task of the industry. In this regard, the task of establishing patterns of fatigue failure to predict and improve the operational life of the strain-hardened metallic materials, and hence, reducing materials and products is very important. We investigated the cylindrical samples of widely used in various industries technically pure copper M1. Found that higher temperatures lead to lower test the endurance limit and cyclic durability of deformed materials. In the deformed and heat treated metal materials with increasing test temperature to reduce the period of fatigue crack initiation and its growth rate is increased.

Keywords: technically pure copper, temperature, hardening, defect, fractography, microstructure, cyclic durability, fatigue resistance

Большинство разрушений инженерных конструкций носит усталостный характер, что приводит к огромным финансовым потерям, а порой и человеческим жертвам. Значительное число ответственных деталей машин и механизмов испытывает воздействие переменных циклических нагрузок в условиях не только нормальных, но и криогенных и повышенных температур. Поэтому проблема повышения надежности и безопасной работы деталей машин и технических устройств, испытывающих воздействие циклических нагрузок на воздухе при разных температурах является приоритетным направлением современной науки и важнейшей задачей промышленности.

Данная проблема включает необходимость отыскания оптимальных конструкторских решений и использования технологических процессов, обеспечивающих

высокие эксплуатационные характеристики деталей и конструкций в целом. Наиболее широко распространенным способом изготовления деталей считается обработка металлов давлением. В результате упрочнения сопротивление усталости деталей машин и механизмов изменяется неоднозначно, и весь резерв прочности материала исчерпывается не всегда.

Однако систематические исследования влияния пластической деформации на сопротивление усталостному разрушению металлических материалов при разных температурах практически отсутствуют. Создание надежных критериев сопротивления пластической деформации и разрушению осложняется влиянием большого числа внутренних и внешних факторов, а также трудностью проведения длительных опытов при криогенных и повышенных температурах.

В связи с этим задача установления закономерностей усталостного разрушения с целью прогнозирования и повышения эксплуатационной долговечности деформационно-упрочненных металлических материалов, а, следовательно, и снижения материалоемкости изделий, является весьма актуальной. Для инженера-технолога важно не только разработать прогрессивный технологический процесс изготовления той или иной детали посредством пластического формоизменения, но и учесть совокупность всех факторов, оказывающих влияние на их долговечность в процессе их последующей эксплуатации.

Материалы и методы исследования

В работе исследовались цилиндрические образцы из широко применяемой в разных отраслях промышленности технической чистой меди М1, изготовленные механической обработкой из металлических материалов в состоянии поставки (холоднокатаная, размер зерна 0,04 – 0,08 мм).

Отжиг проводился по режиму: 540°C; 2 ч; вакуум $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па; охлаждение с печью. Предварительная деформация растяжением с разной степенью ($\epsilon_{пр.д}$ % = 5, 13 и 25 %) и испытания при статическом нагружении при комнатной температуре проводились на универсальной разрывной машине ZD 10/90 со скоростью деформации $2 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹. При этом записывалась диаграмма растяжения, начальные и конечные размеры образцов, определялись их прочностные и пластические характеристики в состоянии поставки и после технологической обработки. Низкая температура испытания обеспечивалась криостатом, который представляет собой открытый сосуд диаметром 70 мм и высотой 190 мм. В этот сосуд заливался жидкий азот (-196°C). Образец подвергался растяжению, находясь в жидкой среде. Повышенная температура (+550°C) достигалась в разъемной электропечи с открытой спиралью. Регулировка температуры осуществлялась трансформатором типа РН0-250-10 с использованием термопары типа ХА и прибора для измерения температуры (МР-64-02, класс точности 1,5). Образец испытывался, находясь в печи, то есть в изотермических условиях [6].

Исследования сопротивления усталостному разрушению образцов при комнатной температуре проводились на машине МИП-8, переоборудованной для нагружения грузами (симметричный консольный изгиб с вращением с частотой 3000 об/мин). Для обеспечения возможности наблюдения возникновения и замера развития усталостных трещин на поверхности образца, МИП-8 оснащалась фазосинхронизатором и оптическим микроскопом (увеличение 37) со стробоскопическим освещением. Для испытания на усталость при температуре жидкого азота (-196°C) машина МИП-8 оборудовалась специальной камерой [1, 3], а при повышенной температуре (+550°C) – в печи сопротивления (включенной в схему автоматического контроля температурного режима), позволяющие фиксировать изменение текущего прогиба образца в процессе нагружения.

Результаты исследования и их обсуждение

Механические свойства. Анализ экспериментальных данных показывает, что с повышением температуры испытания меди М1 от 0,25 до 0,6 $T_{пл}$, К величины показателей прочности уменьшаются, а показателей пластичности δ и ψ – возрастают. Эта закономерность усиливается по мере увеличения степени предварительного пластического деформирования образцов.

С ростом степени предварительного наклепа способность материала к деформационному упрочнению при статическом нагружении для комнатной температуры снижается, особенно интенсивно в области малых технологических деформаций. При этом кривые упрочнения материала располагаются тем выше, чем больше степень предварительной деформации.

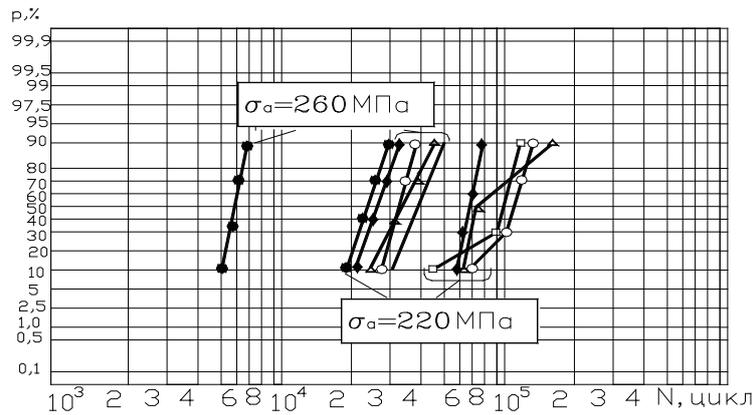
В условиях криогенных температур у меди величины предела прочности и относительного удлинения существенно возрастают, а относительного сужения незначительно снижаются по сравнению с растяжением при комнатной температуре. Предварительная технологическая деформация приводит к снижению при -196°C параметров пластичности (δ и ψ) и повышению прочности (σ_B).

Для отожженной и твердой меди М1 микроструктура характеризуется однофазными α -твердыми растворами с ГЦК решеткой, с присущей ей двойниками в виде параллельных пластинок. В деформированном состоянии зерна вытянуты в направлении деформации. Температура испытания 550°C за счет рекристаллизации снижает вытянутость зерен.

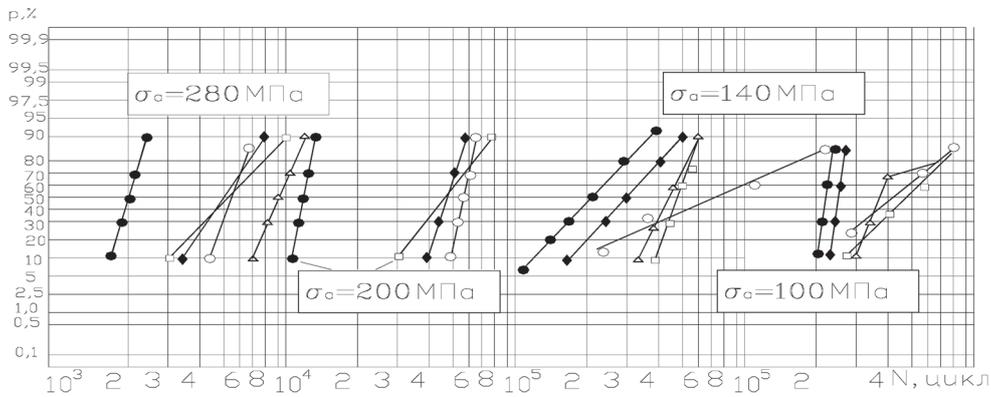
Циклическая долговечность. Анализ результатов экспериментов при различных температурах показывает, что с уменьшением температуры испытания циклическая долговечность металлических материалов, как правило, увеличивается. При этом эффект степени предварительной пластической деформации носит не однозначный характер и зависит от структуры материала и уровня приложенного напряжения.

Анализ вероятностных кривых распределения циклической долговечности (рис. 1) отожженных и холоднокатаных образцов из меди М1, а также после их деформации растяжением до 5, 13 и 25 %, при температурах испытания 0,065; 0,22 и 0,6 $T_{пл}$, К показывает, что предварительная деформация отожженных образцов приводит к повышению сопротивления усталостному разрушению для всех исследованных температур.

а



б



в

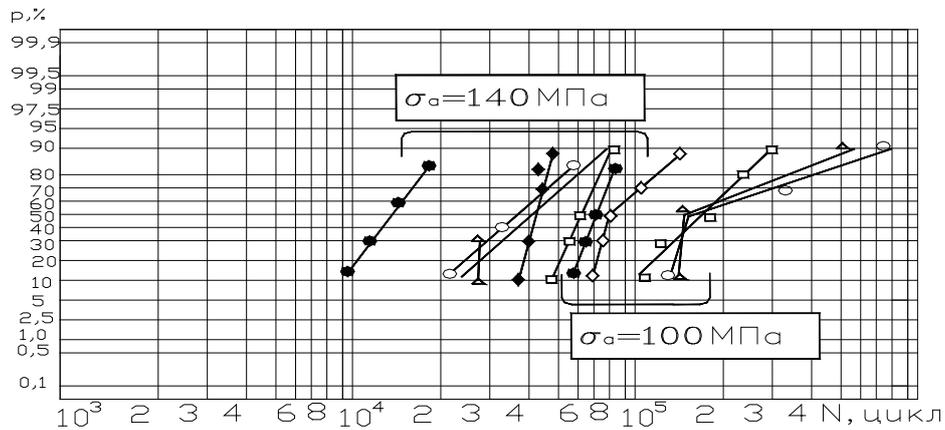


Рис. 1. Кривые распределения долговечности холоднокатаной (○, △, □) и отожженной (●, ◆) меди М1 после растяжения (ϵ , пр.д %): ○ ● – 0; △ – 5; □ – 13; ◆ – 25. Температура испытания 0,065 (а); 0,22 (б) и 0,6 $T_{нр}$, К (в). Консольный изгиб с вращением частотой 50 Гц

С ростом же степени предварительного наклепа холоднокатаных образцов из М1 их циклическая долговечность изменяет неоднозначно. Так, если при высоких амплитудах нагружения для всех температур испытания с ростом степени предварительной деформации наблюдается тенденция к увеличению долговечности холоднокатаной М1,

то при низких уровнях напряжений – к ее уменьшению. Например, при температуре испытания -196°C долговечность холоднокатаной меди М1 возрастает с $3,01 \cdot 10^4$ до $3,98 \cdot 10^4$ циклов при $\epsilon_{пр.д} = 13\%$ для $\sigma_a = 280$ МПа (рис. 1,а).

С повышением температуры циклического нагружения до 540°C эффект пред-

варительной деформации образцов на их долговечность усиливается, особенно в области высоких напряжений. В связи с этим долговечность холоднокатаной М1 после деформации 13% растет с $3,8 \cdot 10^4$ до $5,25 \cdot 10^4$ циклов при амплитуде 140 МПа и падает с $2,4 \cdot 10^5$ до $1,66 \cdot 10^5$ циклов при $\sigma_a = 100$ МПа (рис. 3.1,в). При этом температурная зависимость циклической долго-

вечности выражена сильнее при низких амплитудах напряжения.

Кривые текущего прогиба

На рис. 2-4 представлены кривые изменения текущего прогиба образцов из меди М1 в процессе усталостного разрушения при разных температурах после различных режимов технологической обработки.

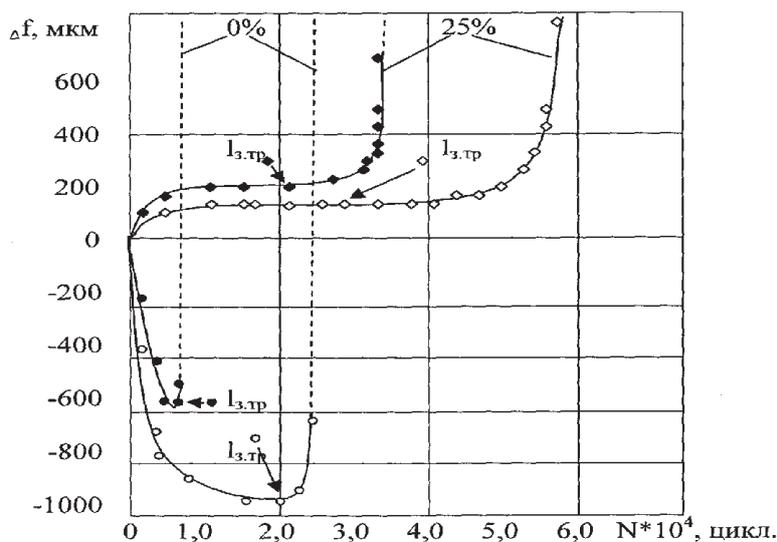


Рис. 2. Кривые изменения текущего прогиба образцов из отожженной меди М1 в процессе циклического нагружения при $\sigma_a = 260$ МПа (●; ◆) и 220 МПа (○; ◇) для различных степеней предварительной деформации: 0 и 25%; консольный изгиб с вращением с частотой 50 Гц; температура испытания -196°C

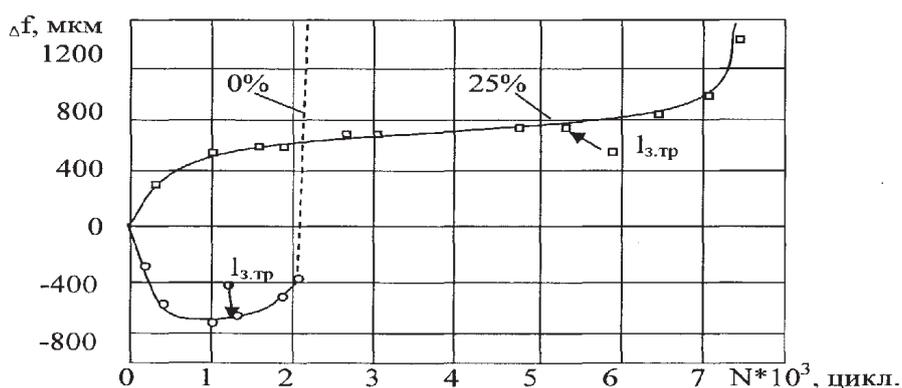


Рис. 3. Кривые изменения текущего прогиба образцов из отожженной меди М1 в процессе циклического нагружения при $\sigma_a = 280$ МПа для различных степеней предварительной деформации: 0 и 25%; консольный изгиб с вращением с частотой 50 Гц; температура испытания 20°C

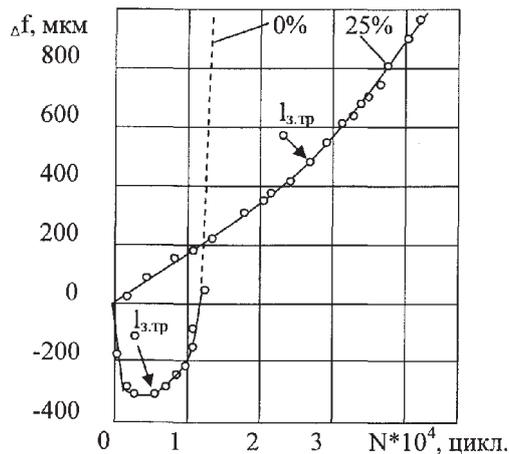


Рис. 4. Кривые изменения текущего прогиба образцов из отожженной меди М1 в процессе циклического нагружения при $\sigma_a = 140$ МПа для различных степеней предварительной деформации: 0 и 25% консольный изгиб с вращением с частотой 50 Гц; температура испытания 550°С

Анализ результатов изменений прогиба образца при усталости показывает, что кривые имеют три участка: 1 – резкое уменьшение (для отожженных) или увеличение, (для холоднокатаных) материалов; 2 – стадия стабилизации прогиба и 3 – резкое его увеличение, связанное с катастрофическим разрушением материала.

При этом увеличению прогиба образца после стадии стабилизации соответствует

момент появления ($l_{з.тр.}$) на его поверхности макротрещины длиной $\sim 1,0$ мм.

Влияние технологической обработки на структуру и сопротивление усталостному разрушению меди М1

Уравнения кривых усталости М1 при циклическом нагружении в условиях комнатной температуры приведены в табл. 1.

Таблица 1

Уравнения кривых усталости меди М1 при 20°С

№ п/п	$\epsilon_{пл}$, %	$\lg \alpha = -\text{tg} \alpha_w \lg N + \lg \alpha_\alpha$ или $Y = -A X + B$	$r_{x,y}$
1	ИС (х/к)	$Y = -0,145 X + 2,982$	0,984
2	5	$Y = -0,166 X + 3,099$	0,998
3	13	$Y = -0,148 X + 2,997$	0,988
4	Отжиг	$Y = -0,173 X + 2,027$	0,993
5	25	$Y = -0,173 X + 3,098$	0,994

Предварительная пластическая деформация отожженной меди М1 способствует повышению сопротивлению усталостному разрушению при всех исследованных температурах (0,065, 0,22 и 0,6 $T_{пл}$, К).

Анализ сопоставления кривых изменения текущего прогиба со структурной повреждаемостью поверхности образцов из отожженной меди М1 в процессе циклического нагружения при комнатной температуре показал [5], что сначала прогиб резко уменьшается за счет упрочнения материала, выражаемого в появлении полос скольжения. Затем упрочнение замедляется и начинается процесс разупрочнения, что при динамическом равновесии этих процессов проявляется в стабилизации изменения прогиба образца. Микротрещины образу-

ются на стадии стабилизации (рис.2-5), затем перерастают в макротрещину $l_{з.тр.}$. На третьем участке интенсивность изменения прогиба увеличивается в результате развития макротрещины. При $N = 0,63\%N_p$ в некоторых зернах, благоприятно ориентированных, появляются отдельные линии скольжения на расстоянии приблизительно 10 мкм друг от друга, проходящие через все зерно. При $N = 12,5\%N_p$ полосы скольжения охватывают почти все зерна в опасном сечении образца на расстоянии уже ~ 5 мкм друг от друга. Появляются линии скольжения по двум различным направлениям. При $N = 22\%N_p$ скольжение по вторичным плоскостям возрастает и наблюдается пересечение полос скольжения. Далее при $N = 40,7\%N_p$ усиливается плотность сколь-

жения (расстояние между плоскостями скольжения достигает 2 мкм) и наблюдается взаимная блокировка двух систем скольжения. При $57,6\%N_p$ в плотных полосах скольжения образуются микротрещины, которые к $N = 66,8\%N_p$ вырастают в макротрещину (Из.тр.), проходящей по границам зерен и линиям скольжения.

У предварительно деформированных образцов уже на ранней стадии циклического нагружения процесс разупрочнения несколько преобладает над упрочнением, что приводит к увеличению прогиба образца.

Подобная закономерность изменения прогиба образцов из меди М1 после отжига и предварительного наклепа наблюдается также при низкой -196°C и высокой $+550^\circ\text{C}$ температурах. Однако при повышении температуры испытания возрастает абсолютная величина прогиба образцов. Кроме того, стадия стабилизации изменения его величины становится не ярко выраженной (при температуре $0,6 T_{пл}$, К практически отсутствует).

Деформирование отожженной меди М1 до степени 25% обуславливает разупрочнение образцов, интенсивность которого возрастает с повышением температуры испытания. При температуре $0,6 T_{пл}$, К деформированная медь разупрочняется без наличия стадии стабилизации. По сравнению с отожженными образцами, после деформации 25% долговечность меди до разрушения и до зарождения трещин увеличивается, а рост усталостных трещин в ней замедляется, очевидно, за счет релаксации напряжений в наклепанном материале. Например, с повышением температуры от $0,25$ до $0,6 T_{пл}$, К при амплитуде нагружения 140 МПа скорость роста трещин возрастает от $0,051$ до $0,318$ мкм/цикл и от $0,024$ до $0,163$ мкм/цикл, а период до зарождения трещин сокращается от $4 \cdot 10^4$ до $6 \cdot 10^3$ циклов и от $2,3 \cdot 10^5$ до $2,5 \cdot 10^4$ циклов для меди после отжига и после деформации 25%, соответственно.

При низкой температуре ($0,065 T_{пл}$, К) стадия стабилизации разупрочнения деформированной меди оказывается ярко выраженной, но продолжительность ее сокращается с увеличением уровня амплитуды. Кривые изменения прогиба образцов при циклическом нагружении практически совпадают для отожженной с деформацией 25% и холоднокатаной меди, хотя фрактография их изломов по своей структуре различная. В медных образцах после деформации 25% появляются полосы скольжения, в которых в процессе усталости интенсифицируется скольжение дислокаций и зарождаются микротрещины. Усталостные

трещины распространяются преимущественно по границам зерен, препятствующих развитию полос скольжения.

В холоднокатаной меди наблюдается дробление зерен. В процессе усталости скольжение дислокаций в ней развивается слабо. На фактографиях изломов следы роста трещин трудно различимы, но видно много мелких блестящих сколов и ямок, свидетельствующих о тонкой повреждаемости образцов. При высоких амплитудах разупрочнение холоднокатаной меди происходит очень интенсивно, а стадия стабилизации фактически отсутствует. На изломах образцов наблюдаются глубокие следы распространения усталостных трещин, с ручьями скола между ними.

У образцов из твердой меди М1 исходная структура имеет вытянутые зерна вдоль оси образца [4]. При $N = 8,5\%N_p$ в некоторых зернах выявляются отдельные полосы скольжения, количество которых увеличивается при $N = 25,7\%N_p$, а расстояние между ними составляет примерно 10 мкм. При $N = 50\%N_p$ появляются близко отстоящие ($\sim 1,5$ мкм) друг от друга, но короткие полосы скольжения по вторичным плоскостям скольжения. Макротрещина появляется позже ($N = 66\%N_p$), чем в отожженной М1, и проходит как по границам зерен, так и по телу зерна в направлении, перпендикулярном оси образца.

При амплитуде 140 МПа в образцах из холоднокатаной меди скорость роста трещин возрастает от $0,061$ до $0,168$ мкм/цикл при повышении температуры с $0,25$ до $0,6 T_{пл}$, К. Для холоднокатаной меди с дополнительной деформацией 5, 13 и 25%, как и для отожженной с деформацией 25% стадия стабилизации разупрочнения при высокой температуре не выявляется.

Снижению долговечности холоднокатаной меди в связи с пластическим деформированием (в области низких амплитуд) (рис. 5) обычно соответствует сокращение стадии стабилизации изменения прогиба образцов и, наоборот, с увеличением долговечности деформированной меди (в области высоких амплитуд) эта стадия становится более четкой и продолжительной при всех температурах испытания.

В холоднокатаной меди с деформацией 13% при комнатной температуре в области низких амплитуд нагружения (например 100 МПа, число циклов до разрушения $4,14 \cdot 10^6$) наблюдаются многочисленные очаги разрушения и короткие трещины, развитие которых заканчивается хрупким доломом. На фактографиях изломов этой меди видны очень мелкие сколы и ступеньки. С повышением амплитуды (200 или

280 МПа) изломы образцов становятся более вязкими, с наличием бороздок и ямок.

Таким образом, при низких амплитудах, когда усталостное разрушение меди контролируется вакансионным механизмом [2], избыток деформационных вакансий охрупчивает наклепанный материал за счет образования многочисленных пор и снижает его долговечность тем в большей мере, чем выше степень наклепа. Поскольку деформация 13% оказывается для холодно-

катаной меди предельной и после нее медь содержит микропоры и субмикротрещины, то в процессе усталости образцы еще более разупрочняются и охрупчиваются, а в итоге показывают долговечность сравнительно более низкую, чем образцы после деформации 5%. С повышением температуры до $0,6 T_{пл}$, К активизируются релаксационные процессы, приводящие к быстрому разупрочнению деформированных образцов из холоднокатаной меди.

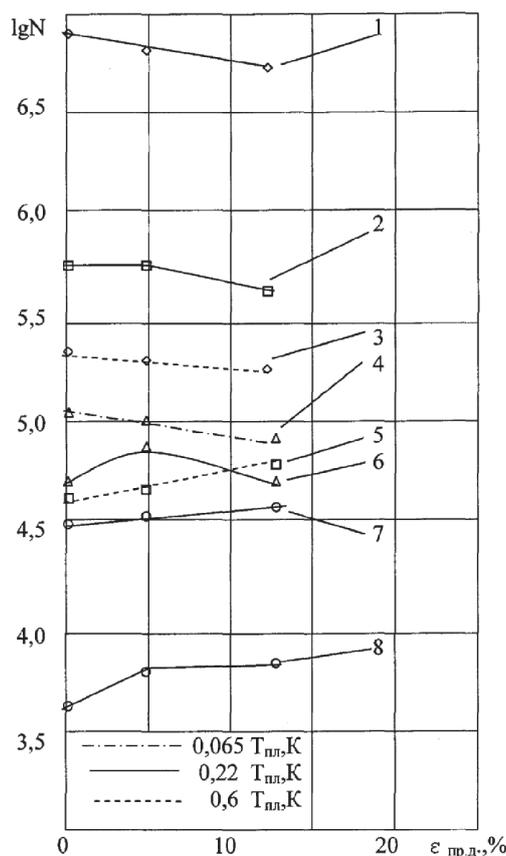


Рис. 5. Влияние степени предварительной деформации образцов из холоднокатаной меди M1 на их долговечность при различных температурах для напряжений: 100 МПа (1,3); 140 МПа (2,5); 200 МПа (4,6); 280 МПа (7,8)

На фратографиях ее изломов ярко выраженных очагов зарождения и следов продвижения трещины не наблюдается. Поверхность излома, с мелкими ступеньками и ямками, указывает на равномерно распределенную тонкую повреждаемость материала и наличие в нем субструктуры. Исследование усталостных изломов образцов выявило увеличение размера зоны усталостного разрушения с повышением их

циклической долговечности для всех температур испытания.

При этом прогиб образцов растет с увеличением глубины усталостной трещины, особенно при высоких температурах циклического нагружения. Согласно электронно-микроскопическим фратограммам отоженной и твердой меди M1, размеры усталостных бороздок, определяющих величину элементарного скачка усталостной

трещины в деформированной до 13% меди М1 при $0,065 T_{пл}$, К значительно меньше, чем в твердой и особенно отожженной. Кроме того у твердой меди М1 механизм разрушения в основном межзеренный, а у отожженной – ямочно-вязкий. Повышение температуры до $0,6 T_{пл}$, К усиливает эту тенденцию.

Выводы

Повышение температуры испытания приводят к снижению предела выносливости и циклической долговечности деформированных материалов. Влияние степени предварительной пластической деформации на сопротивление усталости возрастает с ростом температуры и существенно зависит от амплитуды приложенного напряжения.

Так, для деформированных материалов в области температур испытания $0,06...0,6 T_{пл}$, К наблюдается три стадии процесса усталостного разрушения:

а) разупрочнение, образование полос скольжения и субмикротрещин;

б) стабилизация процессов упрочнения-разупрочнения, зарождение микротрещин и появление на поверхности образца, в конце стадии, микротрещины (~ 1 мм);

в) быстрое разупрочнение, распространение магистральной макротрещины, окончательное разрушение.

Понижению долговечности в результате предварительной обработки, повышения

температуры испытания или амплитуды напряжения соответствуют увеличение абсолютных значений прогиба образцов, сокращение продолжительности 1-й и 2-й стадий усталостного разрушения, которые при высоких амплитудах оказываются не четко выраженными.

В деформированных и термообработанных металлических материалах с повышением температуры испытания сокращается период до зарождения усталостных трещин и увеличивается скорость их роста.

Список литературы

1. А.С. 920456 СССР. Устройство для испытаний на усталость при изгибе вращающегося образца. / Пачурин Г.В., Гусякова Г.П. // Открытия. Изобретения. 1982. № 14. С. 158.
2. Гусякова Г.П., Пачурин Г.В. Температурная зависимость сопротивления усталостному разрушению предварительно деформированных металлов // Цветная металлургия. Известия ВУЗов СССР. 1990. № 5. С.90-96.
3. Пачурин Г.В., Гусякова Г.П. К испытанию образцов на консольный круговой изгиб при низких температурах. // Заводская лаборатория. 1981. Т.47. № 11. С. 89-90.
4. Пачурин Г.В. Кинетика усталостного разрушения меди М1 и латуни Л63 // Цветная металлургия. Известия ВУЗов СССР. 1989. № 1. С.96-101.
5. Пачурин Г.В. Усталостное разрушение при нормальной температуре предварительно деформированных сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1990. № 10. С 35-38.
6. Пачурин Г.В., Гушин А.Н. и др. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения: учеб. Пособие / Г.В. Пачурин, А.Н. Гушин, К.Г. Пачурин, Г.В. Пименов; Нижегород. Гос. Ун-т. – Н. Новгород, 2005. 139 с.