

УДК: 620.199; 539.388.1

В. М. Мацевитый, д-р техн. наук**И. Б. Казак**, канд. техн. наук**К. В. Вакуленко**, канд. техн. наук**О. Ф. Полищук**, канд. техн. наукИнститут проблем машиностроения им. А. Н. Подгорного
НАН Украины (г. Харьков, E-mail: matsevlad@ipmach.kharkov.ua)

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ РАЗОГРЕВА МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Предлагается использовать явление резкого изменения температуры поверхности образцов при циклическом нагружении для оценки накопления усталостных повреждений в металле. Проведенный для стали 40X анализ зависимостей температуры от увеличения амплитуды нагружения и времени испытаний позволил установить, что нагрев происходит с увеличивающейся скоростью. Высказано предположение о связи такого поведения температуры с накоплением в металле разорванных межатомных связей.

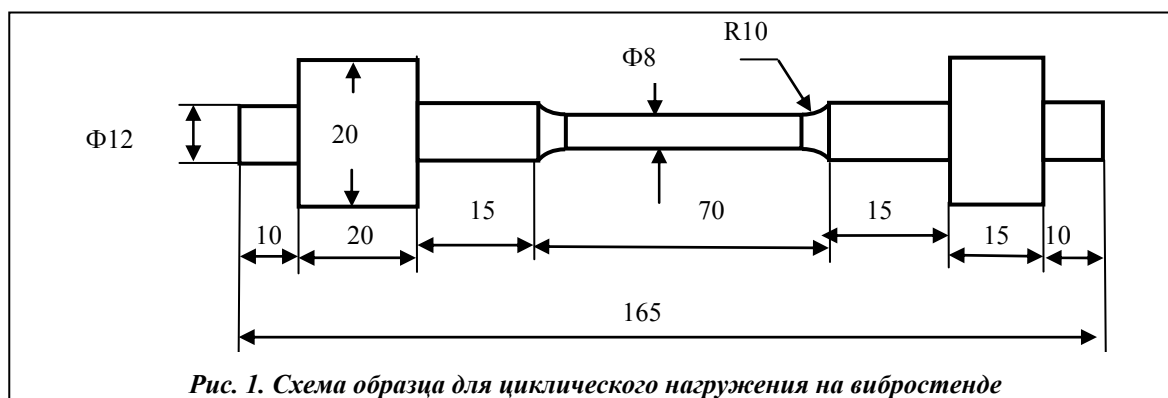
Пропонується використовувати явище різкого змінювання температури поверхні зразків за циклічного навантаження для оцінки накопичення втомних пошкоджень в металі. Проведений для сталі 40X аналіз залежностей температури від збільшення амплітуди навантаження і часу випробувань дозволив встановити, що нагрівання відбувається зі зростаючою швидкістю. Висловлено припущення про зв'язок такої поведінки температури з накопиченням в металі розірваних міжатомних зв'язків.

Введение

Как известно, усталостное нагружение металлов сопровождается знакопеременной упругой и упруго-пластической деформацией. В результате последней происходит упрочнение металла, что связано с увеличением плотности дислокаций, а также разупрочнение (или динамический отдых), что обусловлено аннигиляцией дислокаций противоположных знаков. Происходят также разрушения межатомных связей в наиболее нагруженных областях и образование пор, трещин и других элементов, обладающих свободной поверхностью, и, наконец – залечивание образовавшихся несплошностей на фазе действия сжимающих напряжений, обладающих гидростатической составляющей и совмещенных со значительной микропластической деформацией. Совокупность этих процессов в зависимости от действующих нагружающих напряжений в результате может привести (после некоторого числа циклов нагружения) к разрушению металла либо к образованию некоторой дислокационной структуры, которая при дальнейшем увеличении числа циклов развиваться не будет, как и не будет развиваться разрушение. В первом случае металл достигает своего предела усталости, а во втором – не достигает.

При усталостном нагружении металлы так или иначе нагреваются, что связывают с внутренним трением, которое характеризует их способность необратимо поглощать сообщаемую им энергию механического воздействия и переводить ее в тепловую. Внутреннее трение может быть обусловлено различными и независимыми друг от друга процессами, связанными с прохождением через твердое тело упругих волн. Наиболее изучено внутреннее трение, обусловленное дефектами кристаллического строения: точечными, линейными и объемными. Вклад во внутреннее трение вносят и нарушения сплошности материала – поры, трещины и границы.

Нагрев металлов при циклическом нагружении наиболее сильно проявляет себя не при обычных частотах, которые, как правило, находятся в пределах 1–10 Гц, а при более вы-



сокочастотном нагружении – 300 Гц и выше, когда в некоторых металлах температура может повышаться на сотни градусов [1]. Обычно при проведении высокочастотных циклических испытаний, целью которых является существенное ускорение соответствующих измерений, для ликвидации влияния повышенных температур на протекание процесса усталости используют принудительное охлаждение образцов. Вместе с тем эффект разогрева может быть использован и как самостоятельный благоприятный фактор, позволяющий судить о накоплении усталостных повреждений в металле при циклических нагружениях. Мы считаем, что это можно проследить по поведению температуры образца (вернее – температуры его поверхности) при испытаниях в конкретных условиях нагружения.

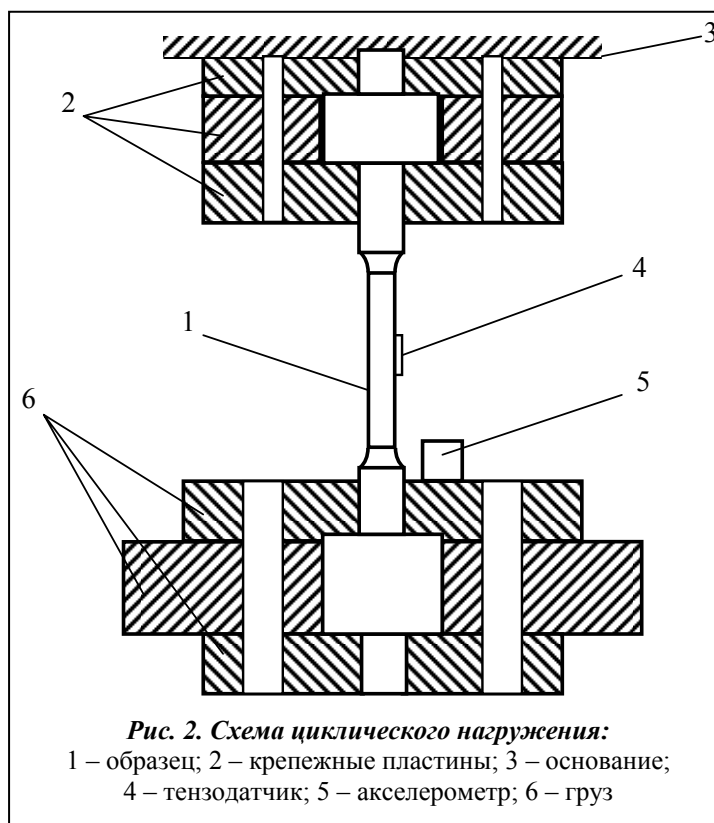
Методика исследований

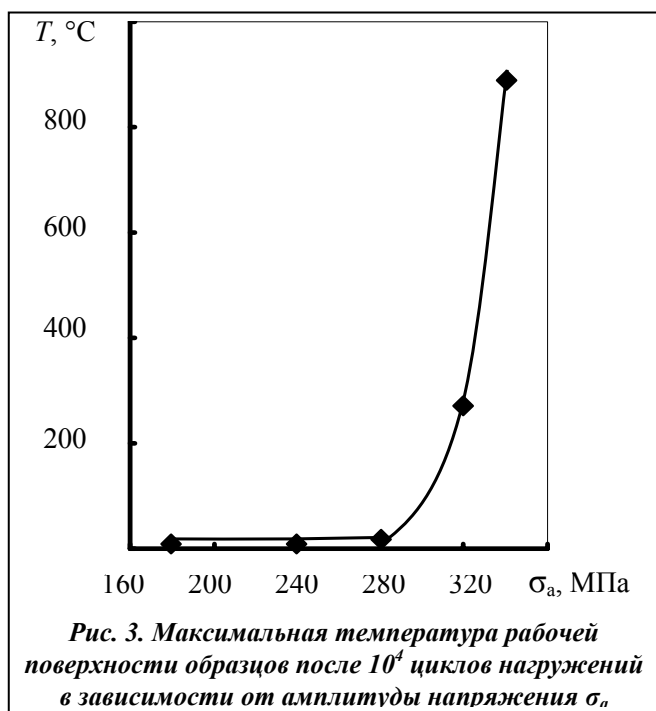
Нами была проведена серия экспериментов, сущность которых заключалась в следующем. Испытывали круглые образцы из стали 40X после нормализации, геометрия образцов показана на рис. 1.

Испытания осуществляли с помощью приспособления (рис. 2) на вибростенде ВЭДС-400, который обеспечивал симметричное растяжение – сжатие при резонансной частоте ~400 Гц.

Эксперименты проводили следующим образом: с помощью специальной предварительной тарировки стенда задавался конкретный уровень амплитуды нагружения σ_a . Температуру поверхности образца измеряли в течение всего времени испытаний с помощью инфракрасного пирометра MS6540B с погрешностью $\pm 1,5\%$.

Испытания проводили по двум схемам: по первой образцы исследовали при разных значениях σ_a в течение 10^4 циклов и фиксировали достигнутую к этому моменту температуру. По второй схеме испытания проводили при конкретном значении σ_a до того момента, когда температура образца достигала уровня 50°C (температура образца до испытаний составляла 10°C), после чего стенд выключали и следили за

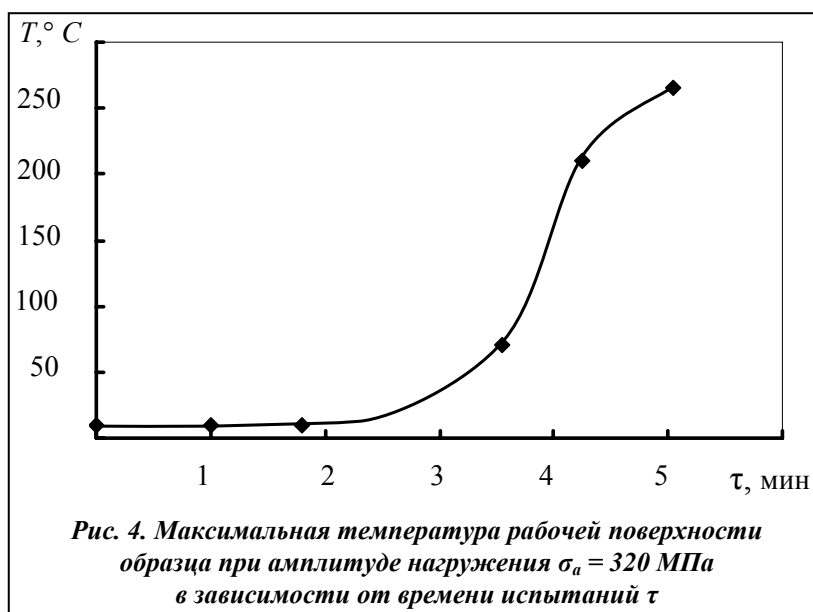




На рис. 3 представлены значения максимальной температуры поверхности образцов, испытанных циклически в течение 10^4 циклов при разных значениях амплитуды нагружения.

Из рис. 3 следует, что измеряемая температура при малых значениях σ_a практически остается неизменной вплоть до $\sigma_a = 280$ МПа, после чего начинает резко возрастать и при $\sigma_a \approx \sigma_{0,2} = 350$ МПа достигает $900\text{--}1000$ °C. Образец при этом быстро разрушается с образованием шейки.

На рис. 4 представлены значения максимальной температуры поверхности образца в зависимости от количества циклов при $\sigma_a = 320$ МПа. Из рис. 4 видно, что примерно до 50 000 циклов нагружения ($\tau \approx 2$ мин) температура практически не изменяется, после чего она начинает расти с увеличивающейся скоростью, однако к $\sim 100\ 000$ циклов ($\tau = 5$ мин), скорость роста температуры снижается и образец хрупко разрушается.



снижением температуры образца при его остывании. После достижения температуры исходного уровня (10 °C) стенд снова включали при той же амплитуде нагружения и снова фиксировали зависимость температуры образца от времени испытаний. При достижении 50 °C стенд снова выключали. Описанная процедура повторялась многократно.

В этом эксперименте температура 50 °C выбрана, с одной стороны, как достаточно высокая для того, чтобы за одно включение можно было бы набрать заметное количество циклов нагружения, а с другой – весьма низкая для того, чтобы иметь уверенность, что в формирующейся структуре металла при испытаниях нагрев играет ничтожно малую роль.

Результаты и их обсуждение

Наконец, на рис. 5 представлена кривая изменения температуры поверхности образца при $\sigma_a = 290$ МПа, когда нагрев до 50 °C при нагружении сменяется разгрузкой, охлаждением образца и последующим его нагружением опять до достижения 50 °C (показаны только четыре цикла нагружения и разгрузки).

Из рис. 5 следует, что при первом включении образец довольно долго (~ 800 с, что соответствует $3 \cdot 10^5$ циклов) сохраняет

исходную температуру. Очень важно, что время подъема температуры до 50°C при втором нагружении резко уменьшается до 180 с, а при последующих нагружениях продолжает уменьшаться, но значительно медленнее.

Если предположить что скорость нагрева металла зависит от концентрации дефектов, участвующих в рассеянии подведенной к образцу механической энергии, то следует признать, что при первом включении концентрация указанных дефектов была мала и росла медленно. Однако каждое новое включение стэнда повышает эту концентрацию, поскольку с каждым новым включением скорость подъема температуры возрастает.

Необходимо также обратить внимание на следующее.

1. Кривая подъема температуры существенно зависит от σ_a : чем меньше σ_a , тем дольше образцы вообще не нагреваются, чем выше σ_a , тем быстрее начинается нагрев и тем интенсивнее он происходит.

2. С увеличением количества циклов при $\sigma_a = 320$ МПа образец нагревается со все более высокой скоростью, а при подъеме температуры выше 200°C скорость ее роста замедляется (очевидно, вследствие развития процессов возврата).

Предположения о причинах различной скорости нагрева металла

При анализе особенностей процесса нагрева металла в зависимости от параметров циклического нагружения возникают два вопроса, ответы на которые могли бы дать возможность более определенно судить о природе явления.

Первый вопрос – какие дефекты в основном участвуют в рассеянии упругих волн деформации и являются определяющими для нагрева металла.

Второй вопрос – почему металлы различной природы нагреваются при циклическом нагружении с различной интенсивностью: одни, практически, не нагреваются, другие нагреваются слабо, а третьи очень быстро.

Анализируя первый вопрос, можно на основании известных из литературы фактов предположить, что наиболее вероятными дефектами, на которых в процессе нагружения металлов рассеивается механическая энергия, являются дислокации. Дислокационный сегмент, закрепленный в металле тем или иным образом, является осциллятором: колебания такого дислокационного сегмента приводят к внутреннему трению и соответствующему выделению энергии, идущей на нагрев металла.

Кроме этого, на фазе растяжения металла за счет микропластической деформации происходит увеличение плотности дислокаций (упрочнение), после чего на фазе сжатия микродеформация в микрообъемах меняет знак и идет аннигиляция дислокаций противоположных знаков. По этой причине уровень микронапряжений II рода снижается практически полностью, а соответствующая энергия рассеивается в металле в виде теплоты.

С увеличением числа циклов количество дислокаций постепенно растет, т. к. полной аннигиляции дислокаций при завершении цикла «растяжение – сжатие» не наступает. Накапливаемые дислокации создают неоднородности структуры, в которых зарождаются субмикротрещины (или субмикронесплошности металла, имеющие свободную поверхность).

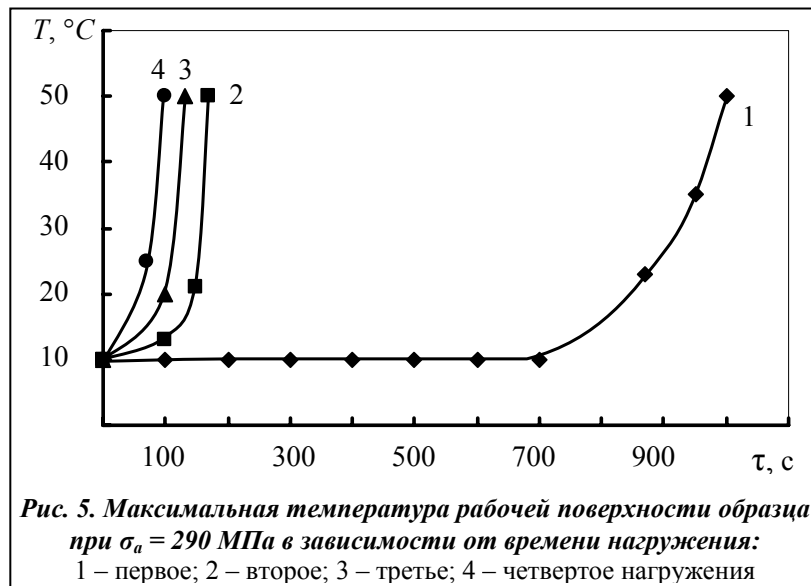


Рис. 5. Максимальная температура рабочей поверхности образца при $\sigma_a = 290$ МПа в зависимости от времени нагружения: 1 – первое; 2 – второе; 3 – третье; 4 – четвертое нагружения

Эти дефекты кристаллической решетки также являются объектами, на которых должно идти рассеяние механической энергии нагружения металла, что является дополнительным и, предположительно, достаточно мощным источником теплоты в металле. Следует при этом подчеркнуть, что на стадии сжатия многие из образованных субмикротрещин залечиваются, в результате чего возникает еще один источник нагрева металла, связанный с ликвидацией в металле участков свободной поверхности, заключенных в этих дефектах.

При определенных условиях нагружения, когда имеет место равенство упрочнения и разупрочнения металла, а количество дефектов в металле достигает своего насыщения, можно ожидать, что скорость нагрева металла при нагружении становится величиной постоянной.

При разупрочнении количество дефектов в металле, по-видимому, падает, и поэтому можно ожидать снижения скорости его нагрева, а далее – и дальнейшего его (металла) охлаждения.

На основе изложенных представлений можно объяснить причину существенного ускорения нагрева металла при усталости с увеличением σ_a и постоянном количестве нагружений либо при увеличении количества нагружений, но при постоянном значении σ_a (см. рис. 3, 4). И в том и в другом случае интенсифицируется образование несплошностей (элементы разрушения металла, содержащие свободную поверхность) и их последующее залечивание.

Снижение частоты нагружения в общем случае замедляет разогрев, однако при низких частотах в металле, по-видимому, происходят те же процессы, что и при высоких частотах. При этом не будет лишним добавить, что при усталостном нагружении эти процессы сосредоточены, главным образом, в тонком поверхностном слое.

Таким образом, есть основания считать, что под накоплением усталостных повреждений следует понимать накопления разорванных межатомных связей, сосредоточенных в порах, субмикротрещинах и других дефектах, создающих рыхлоты и обеспечивающих снижение плотности металла.

Теперь обсудим причины различий скорости нагрева металлов при усталостных испытаниях. Есть группа металлов, которые нагреваются очень слабо: это магниевые, титановые и алюминиевые сплавы, высокопрочные, аустенитные и хромоникелевые стали.

С чем связан слабый разогрев этих металлов при усталостных испытаниях? Этот вопрос почему-то не нашел серьезного обсуждения в литературе.

Выскажем несколько предположений о причинах наблюдаемого явления.

Не вызывает сомнений, что перечисленные сплавы нагреваются медленно по разным причинам. Что касается магниевых, алюминиевых, титановых (или циркониевых) сплавов, то следует отметить, что в их основе лежат металлы, которые имеют весьма низкие значения электроотрицательностей, в связи с чем эти сплавы сильно взаимодействуют с кислородом [2, 3]. Атомы кислорода при усталостных испытаниях поступают в эти металлы с поверхности их контакта с окружающей средой. Проникая в субмикротрещины на поверхности контакта со средой, молекулы газа диссоциируют и в атомарном состоянии легко вступают в химическое взаимодействие с образующимися участками свободной металлической поверхности. Образующиеся при этом оксидные пленки препятствуют залечиванию дефектов, и разрушение поэтому развивается достаточно быстро, в связи с чем металлы не успевают разогреваться. Не исключается при этом и возможность снижения рассеивающей способности субмикротрещин, стенки которых оказываются в окисленном состоянии.

Подобным образом можно было бы объяснить и слабый разогрев высокоуглеродистых сталей, в которых углерод также мог бы охрупчивать металл. Однако в сталях основным элементом является Fe, у которого электроотрицательность 1,7–1,8, что значительно выше, чем у Mg, Al, Ti, Zr. Поэтому в данном случае окисление носит значительно более слабый характер, а нагрев все-таки имеет место при усталостных испытаниях.

Кроме указанной причины медленного разогрева рассматриваемых сплавов, можно также назвать низкий уровень модуля Юнга металлов, составляющих основу этих сплавов,

что может оказаться существенным в том случае, если в гистерезисных потерях большую роль играют колебательные движения закрепленных дислокационных сегментов.

Высокопрочные стали, как правило, малопластичны, в связи с чем при усталостном нагружении их упрочнение, если и возможно, то весьма незначительное, т.е. за время до разрушения рост плотности дислокаций и увеличение концентрации пор и субмикротрещин происходит в незначительных масштабах. Очень скоро при испытаниях создаются выраженные неоднородности (из-за стесненности пластической деформации) напряженного состояния, где и развивается разрушение.

Отдельно следует рассматривать случаи аустенитных сталей, благородных металлов, никелевых и хромоникелевых сплавов. Эти материалы пластичны, имеют ГЦК-решетку и низкие значения энергии дефекта упаковки. В них преобладает металлическая связь, т.е. межатомные связи обеспечивают главным образом нелокализованные валентные электроны. Для данных сплавов характерно то, что в них очень трудно образуются несплошности (элементы усталостного разрушения), поскольку большое количество нелокализованных валентных электронов исключает существование локализованных sp^3 – и d^5 – состояний, ответственных за хрупкость металла. Поэтому усталостное нагружение таких сплавов практически осуществляется без заметного накопления несплошностей и их залечивания, в связи с чем тепловыделения при нагружении невелики, а долговечность сплавов высокая.

Явление разогрева металла под действием циклических нагружений пытались в свое время [4] использовать для получения информации о накоплении в металлах усталостных повреждений. Из изложенного выше становится понятно, что далеко не во всех металлах это явление имеет выраженный характер, и поэтому для практического использования наиболее применимо при испытаниях мало- и среднеуглеродистых сталей, имеющих в исходном состоянии высокую пластичность. Именно применительно к этим металлам целесообразен анализ соответствия скорости нагрева металла и развития дефектности его структуры.

Чем быстрее нагревается сталь при усталости, тем быстрее в ней накапливаются дислокации, тем быстрее идет образование (и залечивание) дефектов сплошности и тем раньше при прочих одинаковых условиях произойдет усталостное разрушение.

Важно подчеркнуть, что анализ скорости нагрева этих металлов возможен в области температур, не превышающих 50–70° С. Более высокий нагрев может привести к некоторым структурным изменениям металла и сделать невозможным анализ связи скорости нагрева с изменением структуры металла под воздействием механического нагружения (чем выше нагрев, тем большие структурные изменения произойдут в металле). Поэтому для практического применения метода анализа структурных изменений нетермического характера в сталях в связи с увеличением количества циклов нагружения (либо в связи с увеличением амплитуды нагружения) необходимо обеспечить своевременную разгрузку образца для предотвращения его перегрева. Это особенно важно для сталей, которые быстро разогреваются.

Заключение

Таким образом, в результате проведенного анализа разогрева образцов из стали 40X после нормализации при циклическом их нагружении с частотой ~400 Гц на вибростенде при разных амплитудах симметричного растяжения-сжатия установлен немонотонный характер нагрева. При этом обнаружено, что при малых амплитудах нагрев практически отсутствует, но, начиная с некоторого значения σ_a , нагрев идет быстро с увеличивающейся скоростью. Образец также немонотонно нагревается и при постоянном σ_a с увеличением времени испытаний: сначала нагрев отсутствует, а далее растет с увеличивающейся скоростью.

Высказано предположение, что быстрый нагрев начинается в тот момент, когда в образцах появляются дефекты сплошности (субмикropoppy, субмикротрещины), что усиливает рассеяние механической энергии, подводимой к образцу при испытаниях, и проявляется в резком ускорении нагрева.

Обоснованы предположения, объясняющие разную интенсивность нагрева различных сплавов при усталости. При этом основная роль отводится различию электронной структуры металлов, обеспечивающей разный характер межатомных связей и, как следствие

– различную способность сопротивляться разрушению этих связей при усталостном нагружении.

Литература

1. *Матохнюк Л. Е.* Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением / Л. Е. Матохнюк. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200 с.
2. *Мацевитый В. М.* Анализ адгезионной активности тугоплавких соединений на основе d-переходных металлов и sp-элементов при высоких температурах / В. М. Мацевитый, И. Б. Казак, К. В. Вакуленко // Доп. НАН України. – 2006. – № 7. – С. 73–78.
3. *Вакуленко К. В.* Зависимость электроотрицательности элементов от ионизационных потенциалов / К. В. Вакуленко // Пробл. машиностроения. – 2008. – Т. 11, № 2. – С. 72–76.
4. *Энциклопедия неорганических материалов: В 2-х т. Т. 2.* – Киев: Главн. ред. Украин. сов. энциклопедии, 1977. – 816 с.

Поступила в редакцию
21.12 10