

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА НАДЕЖНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

Розглянуті фактори, які впливають на міцнісні параметри, та інші характеристики залізничних коліс.

Рассмотрены факторы, влияющие на прочностные параметры, и другие характеристики железнодорожных колес.

Factors have been examined that influence the strength parameters and other characteristics of railway wheels.

Повышение долговечности железнодорожных колес играет важную роль в экономии металла и снижении металлоемкости изделий для транспорта. Решение этой задачи весьма затруднительно из-за того, что показатели внешней нагрузки вагонов неуклонно повышаются: растут скорости и нагрузки на ось, мощность и величина работы, совершаемой в единицу времени [1].

Если противопоставить увеличение количества выпускаемых колес ежегодному изъятию их по различным дефектам, то для сохранения общего количества пришлось бы ежегодно увеличивать поставки на 5...10 %.

Неприемлемость такого экстенсивного пути развития требует постоянного повышения надежности железнодорожных колес. Многолетний опыт потребителей и производителей данной продукции свидетельствует, что комплексный учет многих факторов представляет одно из направлений решения этой задачи.

Из наиболее важных направлений, позволяющих хотя бы частично приблизиться к решению указанной проблемы, следует выделить, кроме сугубо металлургических факторов, направленных на повышение качества стали в целом (уменьшение загрязненности по неметаллическим включениям различной физико-химической природы, снижение вредных примесей, окручивающих металл и т. д.), во-первых, использование низколегированных сталей типа 60ГФ, 65Г взамен средне- и высокоуглеродистых. Второе по значимости направление – это широкое внедрение разнообразных схем термического упрочнения, в том числе за счет повышения интенсивности теплоотвода при охлаждении, дифференцированного подхода к режиму охлаждения отдельных узлов конструкций изделий. Далее следуют разработки, направленные на получение новых критериев оценки надежности изделий, их конструктивных особенностей, учитывающих специфи-

ку назначения: грузовые или пассажирские вагоны, скоростной транспорт или обычные скорости движения, специального назначения и т. д.

Однако, несмотря на то, что вышеперечисленные направления составляют всего лишь незначительную часть из вопросов, требующих неотлагательного решения, но даже они не будут решаться если не провести принципиальные изменения в нормативной документации [2]. Одно из необходимых изменений – это внедрение принципа соответствия каждого вида изделия конкретным условиям эксплуатации, отказавшись от действующих в настоящее время подходов, основанных на соответствии средних потребительских свойств изделий к усредненным условиям их использования. Действительно, если учитывать, что как свойства изделия, так и условия эксплуатации имеют интервал изменения, то в случае комплекса свойств, соответствующих минимальному уровню значений интервала, а нагрузки при использовании изделий неизбежно могут достигать максимально допустимых (для повышенного уровня свойств) или даже превышать их, вероятность разрушения в этом случае в значительной мере возрастет.

Примером, подтверждающим приведенные положения, могут служить данные, посвященные анализу зависимости усталостной прочности металла от равномерности структуры, как на промежуточных, так и на конечной стадиях обработки.

Известно, что одним из важнейших критериев, определяющих уровень усталостной прочности стали является интенсивность процессов скольжения, сопровождающихся накоплением дефектов кристаллического строения, которые после достижения определенной плотности формируют субмикротрещины способные к росту. Наиболее распространенным типом препятствий для развития процессов скольжения в гетеро-

фазных системах являются границы зерен, например, межфазные, феррито-цементитные границы в углеродистых сталях. Однако на основании того, что границы зерен феррита являются не только местами аннигиляции, но и зарождения дислокаций, формирование структурной неоднородности в виде микрообъемов металла с заметно различающимися размерами зерен или морфологией карбидных частиц способствуют снижению усталостной прочности металла в целом. Обусловлено приведенное положение прежде всего различиями в уровне напряжений, при которых начинается необратимое движение дислокаций. В металле, обладающем практически равномерной зеренной структурой, уровень результирующего напряжения, необходимый для начала перемещения дислокаций в отдельных зернах, определяется в основном ориентацией преимущественных кристаллографических систем скольжения относительно направления приложения нагрузки. В этом случае разница между максимальными и минимальными значениями напряжений не превышает 50 %.

В случае, когда в стали формируются области с заметно различающимися размерами зерен, помимо влияния на уровень результирующего напряжения кристаллографической ориентации скольжения добавляется еще и влияние размеров зерен феррита. Действительно, как следует из [3] напряжение необратимого движения дислокаций (σ_0), при появлении первых актов пластического течения, определяется не только величиной зерна феррита, но и состоянием твердого раствора:

$$\sigma_0 = \sigma_i + \Delta + \frac{k_y}{\sqrt{2d}} + \alpha\mu b\sqrt{\rho}, \quad (1)$$

где σ_i – напряжение трения кристаллической решетки (порядка 12 Н/мм² [4]); Δ – упрочнение феррита атомами углерода; k_y – коэффициент уравнения типа Холла-Петча, показывающий проницаемость границ зерен распространяющемуся скольжению; d – размер зерна; α – постоянная; μ – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; ρ – плотность подвижных дислокаций. Учитывая, что

$$\rho = \frac{\varepsilon_L}{bd},$$

где ε_L – деформация Людерса [5], соотношение (1) принимает вид

$$\sigma_0 = \sigma_i + \Delta + \frac{k_y}{\sqrt{2d}} + \alpha\mu\sqrt{\frac{\varepsilon_L b}{d}}. \quad (2)$$

Анализ соотношения (2) показывает, что с ростом размера зерна феррита относительное влияние k_y и ρ на уровень значений σ_0 снижается, в тоже время известно, что количество атомов внедрения при этом в твердом растворе растет [6].

На основании этого можно полагать, что с увеличением d становится возможным получение такого состояния, когда уровень напряжения, при котором начнется необратимое движение дислокаций, будет определяться в основном напряжением трения кристаллической решетки и состоянием твердого раствора (Δ). Однако приведенное положение может иметь место в случае, когда размер зерна феррита достигнет сотен мкм. В среднеуглеродистых сталях, хотя разнотерность в структурно свободном феррите в основном не превышает нескольких раз, изменение σ_0 может заметно меняться. Если подставить в соотношение (2) $d = 10$ и 30 мкм, даже при неизменных σ_i и Δ , величина σ_0 снизится 310...132 Н/мм².

На основании того, что в средне- и высокоуглеродистых сталях поставщиков атомов углерода для твердого раствора достаточно (цементит как при нагреве, так и в процессе пластической деформации, в том числе и низкотемпературной, способен растворяться [7]) развитие процессов динамического деформационного старения (ДДС) может в значительной мере изменять комплекс свойств металла.

Действительно, переход атомов внедрения на дислокации снижает их подвижность, что приводит к повышению результирующего напряжения для продолжения деформирования [8]. Нечто подобное наблюдается и в процессе знакопеременного нагружения. Увеличение предварительной деформации сжатием, по мере роста объемной роли цементита сопровождается при последующем растяжении сначала снижением σ_0 , а затем ростом (рис. 1). Причем, чем выше содержание углерода в стали, тем больше снижение σ_0 . С учетом того, что основное влияние на напряжение необратимого перемещения дислокаций обусловлено четвертым слагаемым соотношения (2), для условий развития ДДС можно записать:

$$\sigma_0 \sim \sqrt{\rho}. \quad (3)$$

Из (3) следует, что при реверсивном деформировании уменьшение σ_0 обусловлено в основном снижением плотности подвижных дислокаций. В этом случае неизбежно изменяется

соотношение между временем ожидания (от момента зарождения дислокаций до взаимодействия с атомами углерода) τ_0 и временем свободного пробега дислокации τ_1 . Для развития ДДС необходимо выполнение условия $\tau_0 = \tau_1$ [9]. Однако при уменьшении ρ для выполнения указанного условия ($\tau_0 = \tau_1$) необходимо понизить скорость деформации $\dot{\epsilon}$

$$\dot{\epsilon} = \rho \frac{lb}{\tau_0},$$

где l – длина свободного пробега дислокации. В случае постоянства $\dot{\epsilon}$, для поддержания условий непрерывности распространения деформации при пониженных уровнях ρ повысятся локальные скорости перемещения дислокаций и, как следствие этого, снизится τ_1 . При $\tau_0 > \tau_1$ процессы ДДС будут проявляться в меньшей степени (рис. 2).

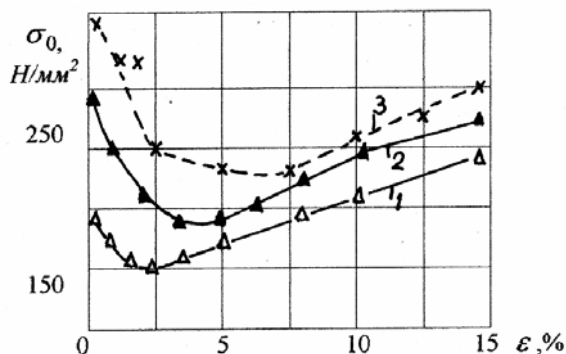


Рис. 1. Влияние содержания углерода в стали (1...0,1; 2...0,3; 3...0,6 %) и степени предварительной деформации сжатием (ϵ) на величину σ_0 при растяжении. Температура испытания $+20^\circ\text{C}$

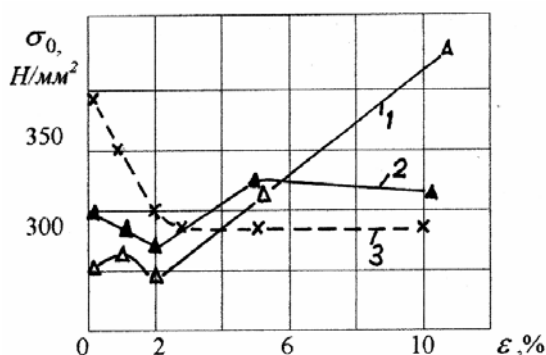


Рис. 2. Влияние степени предварительной деформации сжатием на изменение σ_0 при растяжении углеродистой стали с содержанием углерода стали (1...0,1; 2...0,3; 3...0,5 %). Температура испытания 250°C [11]

Аналогичное поведение металла наблюдается и при усталостном нагружении. Развитие указанных процессов сопровождается неизбежными субструктурными изменениями внутреннего строения металла, которые окончательно определяют условия формирования и роста субмикротрещин. Действительно, при развитии ДДС в процессе усталостного нагружения, в областях с более крупными зёрнами создаются более благоприятные условия (по сравнению с мелкозернистой структурой) для формирования узких полос скольжения, прорезающих упрочненную структуру [10], которые резко понижают запас пластичности металла.

Вследствие этого процесс разрушения значительно ускоряется. Если анализировать ускорение процессов развития ДДС, то уже начиная от температур $50...60^\circ\text{C}$ обнаруживаются качественные изменения субструктурного строения металла, подвергнутого усталостному нагружению [10]. Еще более сложное поведения металла имеет место при изменении температурно-деформационных условий. Последовательное развитие ДДС и СДС (статическое деформационное старение) при временном прекращении циклических нагрузок существенно снижают допустимую амплитуду деформации до предельно низких значений и при возобновлении нагружения происходит понижение запаса пластичности металла.

На основании приведенных результатов представляется необходимым создание банка данных, в которых будут отмечаться причины отказа колес по результатам ежегодной статистики. Это позволит дифференцировать методику проведения экспертных исследований и облегчит поиск оптимальных путей улучшения качества транспортного металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технические условия ТУУ 27.1-4-571-2004.
2. ГОСТ 10791 Колеса цельнокатаные. Технические условия.
3. Вакуленко И. А. О связи величины σ_0 кривой деформации с параметрами уравнения Холла-Петча. *Металлофизика* / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич. 1986, т. 8, № 6, – С. 61–64.
4. Christ B. W., Smith G. V. Comparison of the Hall-Petch parameters of zone refined iron determined by the grain size extrapolation methods / *Acta met.* 1967, v15, №5, p. 809-816.
5. Garofalo F. Factors affecting the propagation of a Luders band and the lower yield and flow stresses in iron. / *Met. Trans.* 1971, v 2, № 8, p. 2315–2317.

6. Фаст Дж. Д. Взаимодействие металлов с газами. / В кн. Кинетика и механизм реакций. – М.: Металлургия, 1975, т. 2. – 352с.
7. Гриднев В. Н. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – К.: Наук. дум., 1974. – 232 с.
8. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
9. Schoeck G. The Portevin –Le Chatelier effect a kinetic theory./ Acta met., 1984, №8, p. 1229–1234.
10. Pickard S. M., Guiu F. Strain-ageing behaviour of fatigued Fe-N-C alloys/Acta met. 1990, v38, №3, p. 397–401.
11. Вакуленко И. А. Динамическое деформационное старение углеродистой стали при реверсивном деформировании / И. А. Вакуленко, В. К. Бабич; Докл. АН УССР. Материаловедение. 1991. – № 10. – С. 97–101.

Поступила в редколлегию 22.03.2005.