



Рис.4.

С учётом особенностей конструкции конкретного диска разрабатываются схемы охлаждения литейной формы. Разрабатываются программы для управления станками ЧПУ.

Единая информационная структура также обеспечивает полную двустороннюю ассоциативность. Любые изменения, внесённые на каком-либо этапе разработки, автоматически переносятся на все участки проектирования. Например, внесение изменения в деталь приведёт к автоматическому изменению модели отливки, сборки литейной формы, чертежей и при необходимости управляющих программ для станков.

Как уже указывалось, особое место занимают разработки методов расчётного анализа прочности и прогнозирования надёжности колёс автотранспортных средств на этапах жизненного цикла изделия и разработка требований к материалам [2].

Литература. 1. Суханов Ю. Финансовые итоги крупнейших разработчиков CAD/ CAM/CAE/PDM за 2001 год. // CAD/CAM/CAE. – 2002 N1. – С6 – 18. 2. Демьянушко И.В. Проектирование долговечности и ресурса машин и их элементов на этапах жизненного цикла // Сборник научных трудов Московского ордена трудового красного знамени Автомобильно – дорожного института (МАДИ) – 1986г.

УДК 621.811.00415+6211.70

П.Л. Мариев, В.И. Моисеенко

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРНОЙ ОДНОРОДНОСТЬЮ И РАВНОПРОЧНОСТЬЮ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И ДЕТАЛЕЙ МАШИН

*Институт надёжности машин НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
Производственное объединение «Белорусский автомобильный завод»
г. Жодино, Минской обл., Беларусь*

На свободном рынке привлекательность транспортных машин определяется, в первую очередь, более низкой себестоимостью выполняемых ими работ и оказываемых услуг. Это достигается чаще всего равнопрочностью деталей путем устранения в них концентраций нагрузок и напряжений и упругопластической деформации в материале деталей, которая предшествует любому разрушению стали и которая развивается из-за ее структурной неоднородности [3]. Несмотря на несомненные успехи науки и техники в изучении местных напряжений и локальных свойств материала (в частности, сталей) методы их учета и устранения в большинстве случаев оставались эмпирическими и недостаточно эффективными. Это в первую очередь касается деталей и конструкций из

высокопрочных материалов, крупногабаритных литых деталей, сварных конструкций, а также изделий эксплуатирующихся при сверхмногоцикловой усталости и низких климатических температурах. В этих условиях даже создание равнонапряженной конструкции вызывает трудности. Выполненный цикл исследований позволил решить проблемы структурной равнопрочности стали и конструкционной равнопрочности деталей.

При этом прочность и разрушение рассмотрены с позиций макролокализации пластической деформации (МЛПД) в сталях. Природа МЛПД не только впервые объяснена как следствие химической и структурной неоднородности приграничного объема зерен, линейные размеры которого измеряются нанометрами, но и разработаны научные основы управления феноменом МЛПД в реальных деталях. При этом в приграничном слое определены место расположения и физическая сущность постоянного источника дислокаций, действующего от момента зарождения первых дислокаций и до разрушения материала.

Широко известная опасность разрушения стали при одновременном существовании в ней γ и α фаз, позволила считать сопряжение γ и α решеток внутри зерна (у его границы) наиболее эффективным источником напряжений, что предопределило интерес к исследованию существования аустенита на границах ферритных зерен. Анализ двойных и многокомпонентных систем в сплавах [1] позволил впервые установить, что в приграничных объемах зерен стали приоритетная роль в образовании приграничного аустенита в ферритном зерне принадлежит примесной меди, концентрирующейся на границах зерен и в их приграничных объемах. Медь образует с никелем (и с марганцем) растворы с высокой взаимной растворимостью. В то же время, углерод и азот нерастворимы в меди. Поэтому концентрация меди у границ зерен стали сопровождается повышением здесь же концентрации никеля и марганца и уменьшением концентрации углерода. Медь и никель, находящиеся одновременно в стали, даже в виде примесей ($>0,15\%$ каждого из элементов) могут вызывать образование в стали аустенита, располагающегося у границ зерен. При этом развитие локализованной пластической деформации в сталях с феррито-перлитной структурой связывается с наличием в приграничной зоне зерен (чаще всего ферритных) структур с различающимися размерами кристаллических решеток: феррита, аустенита, мартенсита. Узлы сопряжения этих структур рассматриваются как источники напряжений, а расстояние между ними в двух соседних зернах, как основной силовой фактор транскристаллитного скольжения и поворота зерен. Впервые показано, что у всех нормализованных или отожженных мало- и среднеуглеродистых сталей, ее феномен—развитая площадка текучести на диаграммах растяжения образцов—отмечается только при одновременном содержании меди и никеля в стали в количестве $\geq 0,15\%$. Это неизвестное ранее явление смоделировано на образцах из стали 09Г2С, стали 20, а также на образцах из карбонильного и из особо чистого порошкового железа (ОСЧ).

Микроспектральные анализы в сочетании с электронной микроскопией (синхротронная спектрометрия с применением микроскопов СЭМ-615 и FI -5000 – (зонды 1мкм и 0,1 мкм - соответственно); исследование тонких фольг стали и электронограмм на ПЭМ: ЭМ 125 и ЭМ200, Мессбауэровская спектроскопия, Auger - спектрометрия, Esha - спектрометрия, SIMS - масс-спектрометрия вторичных ионов, позволили установить неизвестные ранее закономерности формирования зернограничной химической и структурной неоднородности стали, а также подтвердили основные положения выдвинутой гипотезы макролокализации пластической деформации. В приграничных объемах зерен в присутствии примесной меди обнаружены концентрации Ni, Mn и C, а также наличие градиентов концентрации этих элементов. Концентрация примесных Cu, Ni и Mn в приграничном слое зерен углеродистых и низколегированных сталей обычно превышает среднее их содержание в стали в 5-10 раз, а углерода – в 10-20 раз, [2, 3]. В

приграничном слое зерен среднелегированных сталей, содержащих никель (в том числе на поверхности фасеток хрупкого излома) количество меди может превышать ее среднее содержание в стали в 30-40 раз, достигая 8-10%. При этом максимальные количества металлических аустенитообразующих элементов Ni и Mn в приграничном слое достигают 8%. При наличии в стали примесной меди ширина зоны заметной концентрации аустенитообразующих металлических легирующих у границы зерна составляет 4-60 нм. Ширина приграничной зоны с повышенной концентрацией углерода (~1%) достигает 200 нм [3].

Вышеприведенное количество Ni и Mn в зоне границ ферритных зерен достаточно для существования в приграничной зоне зерна аустенита или мартенсита. В отожженной феррито-перлитной стали 20X2H4A, содержащей примесную медь 0,15%, методом ядерного магнитного резонанса (ЯМР-эффект Мессбауэра) обнаружен аустенит в количестве до 5% [2]. Объемная доля аустенита в составе образца коррелируется с объемной долей высоколегированной приграничной зоны зерна. Дополнительно наличие приграничного аустенита исследовано с помощью ПЭМ-200 на модельных сталях следующего состава: сталь №1 - сталь 20, Cu и Ni – 0,05%; сталь №2 - сталь 20 – C-0,2%, Cu-0,4%, Ni-0,05%; сталь №3 – C-0,2%, Cu-0,4%, Ni-2,5%, Cr-1%. В стали №3 по границам зерен феррита (в некоторых участках) наблюдается аустенит. Кроме того, исследование фольг позволило подтвердить выдвинутую гипотезу зарождения дислокаций у границ зерен при одновременном содержании Cu и Ni в материале [3].

В широко применяемых конструкционных сталях, кроме зернограничной концентрации меди, установлено ее перераспределение при нагреве: чем выше при нагреве степень обогащения свободных поверхностей медью, тем ниже интенсивность выделения на этих поверхностях углерода (табл.1), что чрезвычайно важно при цементации стали.

Таблица 1 Локальная концентрация (интенсивность излучения I) углерода и меди на свободной поверхности излома в вакууме $1 \cdot 10^{-9}$ при нагреве до 600°C (Sims-спектрометрия)

Марка стали	Изменение интенсивности излучения элементов (I_{600} / I_{25})	
	C	Cu
Сталь 20	44	3
14X2ГМР	21	11
14ХГНМДАФБРТ	8	17

Концентрация Cu, Ni, Mn и C у границ зерен стали, перераспределение элементов при нагреве, увеличение дислокаций у границ зерен с увеличением в стали меди и никеля, подтверждение существования аустенита в отожженной феррито-перлитной стали – все это имеет принципиальное значение для повышения служебных свойств деталей на стадии получения металла и деталей машин. При разработке концепции управления структурной однородностью в стали использованы пути обеспечения химической однородности стали и приграничных объемов ее зерен как за счет регулирования скорости кристаллизации и введения модификаторов, так и путем снижения градиентов концентрации легирующих элементов у границ зерен при охлаждении стали и деталей в воде с температур 530-550°C [2, 3].

Химическая однородность стали повышается при увеличении дисперсности дендритной структуры (ДДС). Увеличение ДДС достигается интенсивным охлаждением при постоянной тепловой подпитке кристаллизующегося металла. Эти условия лучше всего соблюдаются в электрошлаковом слитке (ЭШЛ) небольших размеров [2, 3]. Впервые экспериментально показано, что концентрации меди и никеля в ЭШЛ у границ зерен и их градиенты практически устраняются. Это приводит к снижению склонности

к МЛПД, заметному увеличению горячей деформируемости стали легированной медью до 0,5%, повышению скорости диффузии углерода при цементации и однородности цементированного слоя, что и приводит к снижению количества остаточного аустенита в цементированных слоях. Это обстоятельство оказалось решающим в разработке новой технической идеологии резкого повышения структурной равнопрочности цементированного слоя и обеспечения конструкционной равнопрочности крупногабаритных зубчатых колес, упрочняемых ХТО.

Впервые всесторонне изучено изменение предела выносливости цементированных зубчатых колес из литой недеформированной заготовки по сравнению с колесами из поковки. В среднем он повышается до 15%. Вариации пределов выносливости существенно меньше по сравнению с показателями для колес из тех же сталей обычной выплавки. Дополнительное повышение сопротивления усталости за счет стабильности свойств составляет около 18-20%. При этом и качественно изменяется разрушение от напряжений изгиба: оно смещается под слой. Все это создало реальные предпосылки не только снижения затрат в производстве, но и увеличения прочности зубчатых колес [2, 3].

Начиная с 1985 г. солнечные шестерни и сателлиты редукторов мотор-колес карьерных самосвалов грузоподъемностью от 110 т до 200 т изготавливаются из ЦЭШЛ, получаемого на Белорусском автозаводе. Отмечено увеличение до 10 раз долговечности по контакту и изгибу колес из ЭШЛ по сравнению с такими же колесами из обычной стали, что обеспечивает пробег до 800 тыс. км [2].

Диспергирование структуры оказалось решающим и при азотировании, так как медь регулирует, как и при цементации, скорость и интенсивность диффузии азота. Градиенты твердости и структура слоя деталей из ЭШЛ оказались более приемлемыми, чем в обычном металле [2]. Проведенные исследования и использование их результатов в производстве позволили увеличить расчетные напряжения в зубчатых колесах на 30-40%, несмотря на увеличение их габаритов и пробегов автомобиля [2].

Все несущие системы шасси карьерных самосвалов, равно как и большинство таких же систем других машин большой единичной мощности, являются сварными или литосварными. В сварных конструкциях массовая доля металла шва редко превышает 1%. В то же время 70-80% всех отказов конструкций связаны со сварными соединениями.

Современные методы расчета и проектирования позволяют создать равнонапряженную сварную конструкцию, состоящую из отливок или поковок в качестве переходных элементов между деталями из проката. Энергоемкость получения деталей из отливок ниже в 6-7 раз по сравнению с использованием проката и поковок, однако конструкционная равнопрочность и минимизация металлоемкости литосварных изделий могут быть обеспечены только при получении в литом металле свойств проката и хорошей свариваемости литья.

Комплексная задача создания отливок и литосварных несущих конструкций повышенной равнопрочности для самосвалов особо большой грузоподъемности решена за счет создания и освоения в литейном и машиностроительном производствах МоАЗ и ПО «БелАЗ» новой низколегированной литейной стали 15НМФЛ (ТУ00231656.081-99). Научно обоснованный состав нового материала позволил впервые получить сложные по форме, но лишенные механических концентраторов отливки весом до 500 кг, свойства материала которых выше свойств проката [3]. Использование специальных литейных сталей и технологий сварки, исключаящих неравнопрочность и пористость шва, а также рассеяние его геометрических параметров, рассматриваются сегодня как базовые рациональные решения по созданию литосварных несущих конструкций самосвалов, способных обеспечить пробег до 800 тыс. без капитальных ремонтов.

Сложные условия работы кузова заставляют увеличивать его металлоемкость до 20% веса автомобиля. Несмотря на значительную толщину проката и его высокую прочность работа деталей, происходит с упругопластическими деформациями материала. Его равнопрочность при снижении веса достигается снижением концентрации нагрузки в зонах упругопластического изгиба обшивки на подкрепляющих ребрах.

В работе впервые показано, что для кузовов наиболее приемлемы армированные квазимонолитные стали (АКМ), в которых помимо традиционных методов термоупрочнения имеются дополнительные ресурсы повышения свойств за счет конструкции листа и формирования однородной структуры его металла путем введения в изложницу специальных макрохолодильников (пластин толщиной до 18 мм) [2, 3].

Проведенные исследования и разработанные предложения позволили установить и оптимизировать основные конструкционные параметры кузова, характеристики кузовных материалов и основные способы их достижения, что впервые позволило выдать гарантии на прочность кузова, а также максимально увеличить его износостойкость, как за счет повышения твердости металла, так и изменения локальной жесткости в местах максимального износа.

Разработанная и реализованная концепция структурной однородности и равнопрочности сталей и деталей отличается управлением пиковыми нагрузками и напряжениями, а также увеличением сопротивления локальному пластическому деформированию и разрушению наиболее напряженных объемов материалов в деталях. Основные положения разработанной технической идеологии равнопрочности деталей использованы в качестве составной части создания конкурентоспособного производства карьерных самосвалов.

Литература. 1. Дриц М.Е., Бочвар Н.Р., Грузей Л.С. и др. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справочник.- М.: Наука. -1979.-248 с. 2. Мариев П.Л. Повышение конструкционной равнопрочности крупногабаритных деталей и сварных узлов карьерных самосвалов.—Минск: Ин-т техн. кибернетики НАН Беларуси, 2001.-180 с. 3. Моисеенко В.И., Мариев П.Л. Основы структурной равнопрочности стали и элементов крупногабаритных деталей машин.—Минск: Ин-т техн. кибернетики НАН Беларуси, 1999.-200 с.

УДК 621.811.00415+6211.70

В.В. Корсаков, А.Г. Выгонный

ПРИМЕНЕНИЕ СИСТЕМ CAD/CAM/CAE/PDM ПРИ СОЗДАНИИ НОВОЙ АВТОМОБИЛЬНОЙ ТЕХНИКИ МАЗ

Белорусский национальный технический университет

Технология создания и организации производства автомобиля является сложным, трудоемким и длительным процессом, включающим стадии маркетинга, конструирования, изготовления, испытаний, технологической подготовки производства, материальное снабжение, сбыт и др.

Для ускорения прохождения этих стадий существуют различные методы интенсификации работы. Одним из наиболее прогрессивных методов является замена последовательного выполнения этапов на параллельное, когда одновременно в процессе ра-