

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЕМ, ХРОМОМ И НИКЕЛЕМ НА ТВЕРДОСТЬ И РАЗУПРОЧНЕНИЕ ПРИ НАГРЕВЕ ЗАКАЛЕННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ

Макаров А.В.^{1,2}, Давыдова Н.А.², Малыгина И.Ю.², Саврай Р.А.²

¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, д. 18, ул. С. Ковалевской, г. Екатеринбург, 620990
²Институт машиноведения УрО РАН, д. 34, ул. Комсомольская, г. Екатеринбург, 620049, davydova@imach.uran.ru

Фрикционная обработка (ФО) в условиях трения скольжения, исключающих заметный нагрев поверхности трения, является перспективным способом наноструктурирования поверхностных слоев металлических материалов. Известно, что фрикционное нагружение в условиях трения скольжения сталей с мартенситной основой приводит к формированию в их поверхностном слое нанокристаллической структуры (НКС) α -мартенсита, которая характеризуется размерами кристаллитов 5-100 нм и обладает повышенной твердостью, теплостойкостью и износостойкостью. Для создания термически устойчивых нанокристаллических слоев с максимально высоким комплексом физико-механических характеристик актуальными представляются исследования по оптимизации их химического и фазового состава за счет оптимального легирования металлических сплавов.

Цель настоящего исследования заключалась в изучении влияния дополнительного легирования Si, Cr и Ni на твердость и сопротивление термическому разупрочнению нанокристаллических структур (НКС), сформированных в сталях при фрикционной обработке скользящими инденторами.

Таблица 1. Исходная микротвердость H_1 , микротвердость поверхности трения H_2 исследуемых сталей, подвергнутых термической обработке и последующей фрикционной обработке инденторами

Материал	Термическая обработка	H_1 , ГПа	H_2 , ГПа
Сталь 20	Лазерная закалка	4,4	9,4
20ХН3А	Закалка 850°C в масле	4,4	9,4
Сталь 40	Лазерная закалка	6,4	11,0
40Х	Лазерная закалка	6,6	11,5
У8	Лазерная закалка	9,7	12,4
	Закалка 1000°C в р-р NaCl, обр. при -196°C	9,5	11,9
20ХН3А цементованная	Закалка 810°C в масле, обр. при -196°C	9,6	11,2
80С2	Закалка 1000°C в р-р NaCl, обр. при -196°C	9,4	11,4
80С4	Закалка 1000°C в р-р NaCl, обр. при -196°C	9,5	11,3

В качестве материала для исследования были взяты легированные стали 20ХН3А, 40Х, 20ХН3А (цементованная), 80С2 и 80С4. Для сравнения использовали углеродистые стали 20, 40 и У8. Перед проведением фрикционной обработки стали подвергали объемной или лазерной закалке (табл. 1). После шлифования и электролитического полирования образцы нагружали при возвратно-поступательном скольжении полусферического индентора из твердого сплава ВК-8 или Al_2O_3 , в безокислительной среде аргона или азота, средней скорости скольжения 0,02-0,03 м/с и длине хода 15-18 мм (рис. 1). Отпуск образцов проводили в вакууме при температурах 100-700°C (выдержка 1 ч). Микротвердость определяли при нагрузке 0,49 Н на микротвердомере Leica VMHT AUTO. Микрорентгеноспектральный анализ проводили с использованием растрового электронного микроскопа VEGA II XMU, укомплектованного энергодисперсионным и волнодисперсионным спектрометрами.

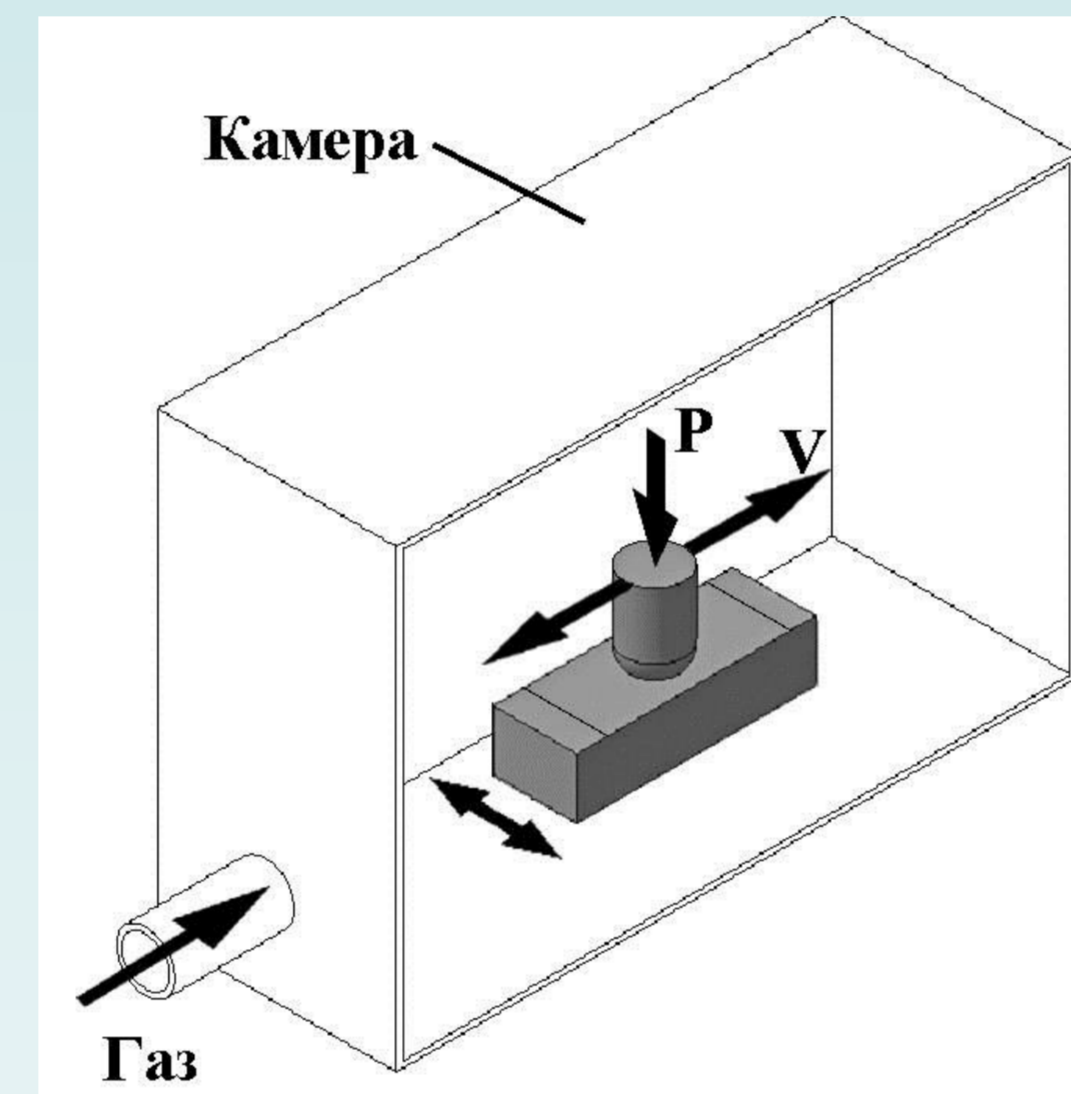


Рис. 1. Схема фрикционной обработки, осуществляемой в условиях трения скольжения полусферическим индентором в безокислительных средах

Рис. 2. Структура стали 80С4 после закалки от 1000°C в р-р NaCl и обработки холодом (а) и последующей фрикционной обработки (б, в); а, б – светлопольные изображения; в – темнопольное изображение.

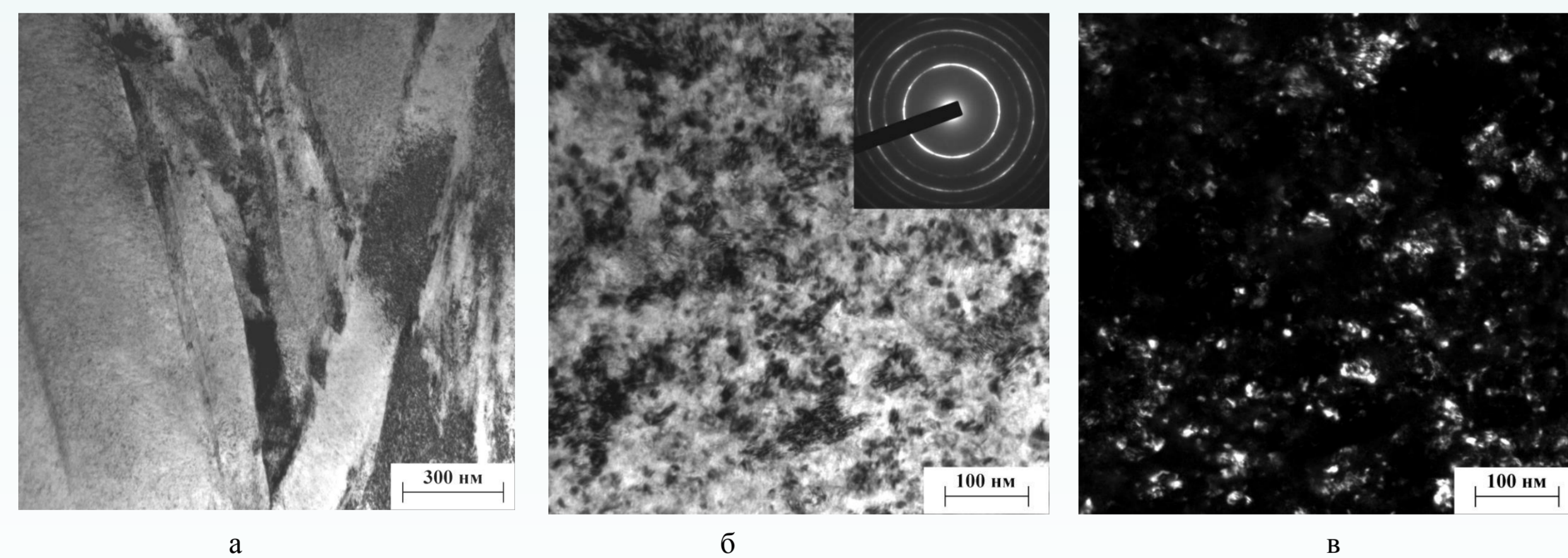


Таблица 1 показывает, что фрикционная обработка приводит к значительному повышению микротвердости всех исследуемых материалов: до 9,4 ГПа – у низкоуглеродистых сталей; до 11,0-11,5 ГПа – у среднеуглеродистых сталей и до 11,2-12,4 ГПа – у сталей эвтектичного состава. Интенсивное упрочнение материалов при поверхностной пластической деформации трением обусловлено не только сильным диспергированием мартенситной структуры (вплоть до нанокристаллического состояния), но и эффективным развитием в нанокристаллическом мартенсите процессов деформационного динамического старения. Видно, что НКС трения объемнозакаленной, а также подвергнутой цементации стали 20ХН3А, имеют меньший уровень твердости по сравнению с нелегированной сталью 20 и У8 (см. табл. 1). Аналогичный результат наблюдается для сталей эвтектичного состава легированных Si (твердость сталей 80С2 и 80С4 после фрикционной заметно ниже, чем у деформированной трением закаленной стали У8). Это можно объяснить отрицательным влиянием Ni и Si на энергию взаимодействия дислокаций с атомами углерода. Меньший уровень деформационного упрочнения мартенсита сталей 80С2 и 80С4 по сравнению со сталью У8 может быть также следствием более высокой хрупкости кремнистых сталей (рис. 3а) в условиях контактного нагружения, препятствующей накоплению максимальных степеней пластической деформации.

Все исследуемые стали после термической обработки по режимам, представленным в таблице 1, имели мартенситную структуру. В результате интенсивной пластической деформации при фрикционной обработке в тонком поверхностном слое закаленных сталей происходит сильная фрагментация мартенситных кристаллов и формируется нанокристаллическая структура с размерами кристаллитов от нескольких нм до 100 нм. Важно отметить, что НКС при фрикционной обработке формируются на поверхности не только низко- и среднеуглеродистых материалов, но и таких высокопрочных и хрупких материалов, как закаленная и обработанная холодом кремнистая сталь 80С4 со структурой высокоуглеродистого пластинчатого мартенсита. (рис. 2).

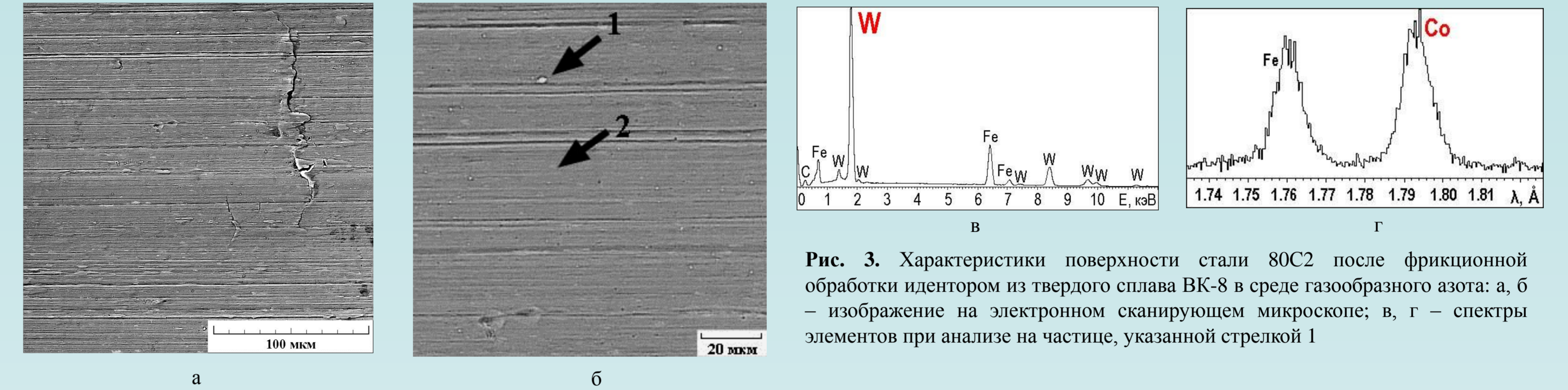


Рис. 3. Характеристики поверхности стали 80С2 после фрикционной обработки индентором из твердого сплава ВК-8 в среде газообразного азота; а, б – изображения на электронном сканирующем микроскопе; в, г – спектры элементов при анализе на частице, указанной стрелкой 1

Как показал микрорентгеноспектральный анализ, установленное значительное упрочнение исследуемых материалов при фрикционной обработке не связано с изменением химического состава поверхности трения, а именно, с переносом значительных количеств материала индентора на стальную поверхность. Так, после фрикционной обработки твердосплавным индентором на поверхности закаленной стали 80С2 наблюдаются отдельные частицы размером не более 3 мкм (указано стрелкой 1 на рисунке 3б) с повышенным содержанием вольфрама и кобальта (рисунок 3в, г). Это свидетельствует о переносе в процессе фрикционного нагружения небольшого количества материала индентора (сплав ВК-8, состоящий из карбидов вольфрама и кобальтовой связки) на поверхность стали. На остальной поверхности, свободной от частиц (указано стрелкой 2 на рисунке 3б), заметного изменения химического состава стали не обнаружено.

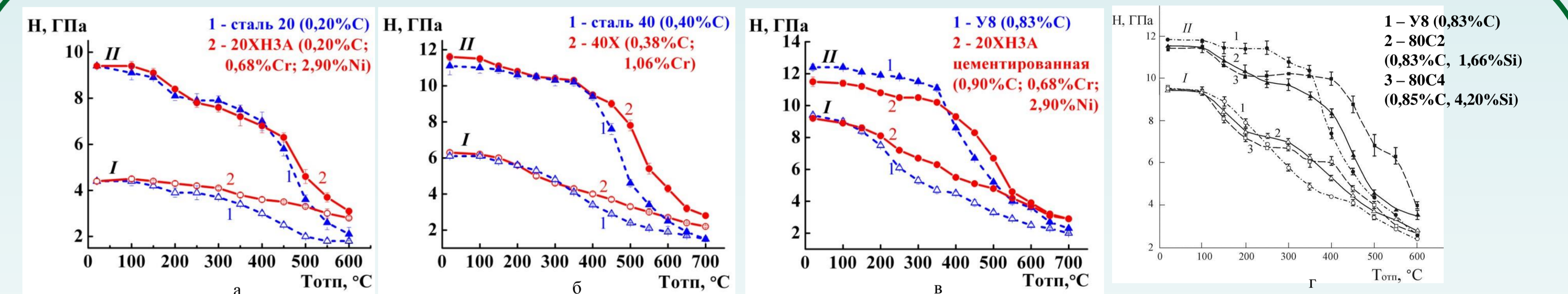


Рис. 4. – Влияние легирующих элементов на сопротивление термическому (отпуск, выдержка 1 ч) разупрочнению низкоуглеродистых сталей 20 и 20ХН3А (а), среднеуглеродистых сталей 40 и 40Х (б), высокоуглеродистых сталей У8 и 20ХН3А цементованной (в), сталей У8, 80С2 и 80С4 (г) в исходном закаленном состоянии (I) и после фрикционной обработки индентором (II): 1 – нелегированная сталь; 2, 3 – легированная сталь

Из рисунка 4 следует, что фрикционная обработка существенно замедляет термическое разупрочнение всех рассматриваемых материалов по сравнению с недеформированным состоянием. При этом дополнительное легирование кремнием (1,66-4,20 мас. % Si) или никелем (2,90 мас. % Ni) снижает не только прочность, но и сопротивление термическому разупрочнению нанокристаллических структур углеродистых сталей при нагреве до 100-350°C. Это обусловлено отрицательным влиянием кремния и никеля на эффективность блокировки дислокаций атомами углерода, а также повышенной хрупкостью поверхности трения кремнистых сталей (рис. 3а).

Наличие в сталях 20ХН3А, 40Х и 20ХН3А (цементованной) 0,68-1,06 мас. % хрома обеспечивает менее интенсивное снижение микротвердости при температурах отпуска выше 400°C как исходного закаленного, так и дополнительно упрочненного трением состояний по сравнению со сталями 20, 40 и У8 (рисунок 4а, б, в). Это, по-видимому, обусловлено тормозящим влиянием хрома на процессы возврата в α -фазе и роста частиц цементита при нагреве сталей.

Рисунок 4г свидетельствует, что у кремнийсодержащих сталей (как в закаленном, так и в деформированном состояниях) при повышении температуры отпуска более 200°C наблюдается сильное замедление разупрочнения, обусловленное влиянием кремния на процессы распада мартенсита, возврата и рекристаллизации α -фазы, устойчивость ϵ -карбида и скорость коагуляции цементита. После отпуска при температурах 400-600°C у подвергнутых фрикционной обработке сталей 80С2 и 80С4 отмечается повышенная твердость (рисунок 4г) по сравнению с деформированной сталью У8; с ростом содержания кремния указанное преимущество в твердости возрастает (рисунок 4г, кривые II).

Таким образом, дополнительное легирование никелем (2,90 % Ni) или кремнием (1,66-4,20 % Si) снижает сопротивление термическому разупрочнению нанокристаллических структур высокоуглеродистых сталей при нагреве до 100-350°C. Однако введение кремния (1,66-4,20 % Si) и хрома (0,68-1,06 % Cr) в стали повышает теплостойкость сформированных фрикционной обработкой нанокристаллических структур при температурах нагрева 400-600°C вследствие тормозящего влияния кремния и хрома на процессы возврата в α -фазе и рост частиц цементита при нагреве поверхностных слоев, подвергнутых интенсивной пластической деформации трением.