

Влияние режимов упрочняющей термической обработки на сопротивление развитию трещины штамповой стали 5Х2СМФ

Шахназаров Карэн Юрьевич^{*1}, доктор технических наук,

профессор кафедры материаловедения и технологии художественных изделий

Рафиков Артур Русланович², аспирант кафедры материаловедения и технологии художественных изделий
Санкт-Петербургский горный университет императрицы Екатерины II, Санкт-Петербург (Россия)

*E-mail: mthi@spmi.ru,
karen812@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7501-6590>

²ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-9881-9115>

Поступила в редакцию 31.03.2025

Пересмотрена 16.04.2025

Принята к публикации 29.04.2025

Аннотация: В литературных источниках практически отсутствуют данные о влиянии закалки с выдержками в перлитной и бейнитной областях и последующего низкого и высокого отпуска разной продолжительности на сопротивление развитию трещины штамповых сталей, а имеющиеся данные противоречивы. Между тем более «мягкая» закалка с выдержками в промежуточных областях существенно снижает риск образования закалочных трещин и деформацию штампов и штамповой оснастки. В работе образцы из штамповой стали 5Х2СМФ с острым надрезом и искусственно нанесенными трещинами были подвергнуты термической обработке, включающей в себя стандартную закалку 910 °С в масло и закалку от 910 °С со ступенями при 650 и 340 °С с разными видами отпуска (200, 560, 600 и 640 °С) и разной продолжительностью по времени – 1, 3, 5, 7 и 14 ч (для 200 °С) с целью повышения сопротивления развитию трещины. Проведенные исследования позволили установить, что данные по сопротивлению развитию трещины после ступенчатой закалки с выдержкой в области перлитного превращения и последующего высокого отпуска при 560, 600 и 640 °С сопоставимы со стандартной закалкой в масло и высоким отпуском при тех же температурах. Твердость после ступенчатой закалки в области бейнитного превращения (340 °С) во всех случаях значительно ниже при различных режимах отпуска, поэтому сравнить сопротивление развитию трещины со стандартной закалкой не представляется возможным. Установлено оптимальное с точки зрения повышения сопротивления развитию трещины время выдержки (3 и 5 ч) после стандартной закалки от 910 °С в масло и низкого отпуска при 200 °С.

Ключевые слова: штамповая сталь; закалка; отпуск; твердость; сопротивление развитию трещины.

Для цитирования: Шахназаров К.Ю., Рафиков А.Р. Влияние режимов упрочняющей термической обработки на сопротивление развитию трещины штамповой стали 5Х2СМФ // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 2. С. 95–101. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-8.

ВВЕДЕНИЕ

Термическая обработка представляет собой один из ключевых процессов, значительно влияющих на механические свойства, поэтому правильный выбор режима закалки, в процессе которой происходят перераспределение легирующих элементов, изменение размеров зерна, растворение карбидов и т. д., определяет в конечном итоге эксплуатационные свойства стальных изделий.

Ступенчатая закалка, применяемая для снижения закалочных напряжений и деформации, известна еще по докладу Д.К. Чернова 1885 г. «О приготовлении стальных бронепробивающих снарядов» [1]. Несмотря на то, что этот способ в настоящее время изучен достаточно хорошо, в литературе существуют противоречивые данные о влиянии ступенчатой закалки на механические свойства сталей после различных режимов отпуска [2–4]. Ступенчатое охлаждение метастабильного аустенита в перлитной области без распада на феррито-карбидную смесь привело к обнаружению интересных эффектов [5; 6]. Сравнение обычной закалки с закалкой с изотермической выдержкой при 560–680 °С показывает, что в сталях 6Х6М1, 5ФЗБ и 6Х6МЗФ в переохлажденном аустените происходят приводящие к повышению твердости процессы, связан-

ные с образованием в мартенсите, полученном в результате ступенчатой закалки, равновесных областей размером 10–15 Å, имеющих повышенное содержание углерода, ванадия и молибдена, с той же решеткой, что и матричная. При последующем отпуске эти микронеоднородности являются зародышами для образования карбидов, обеспечивая им высокую дисперсность и равномерность распределения, что приводит к повышению теплостойкости штампов [5; 7; 8].

Исследование закономерностей структурных превращений, протекающих при закалке с выдержкой в области бейнитного превращения сталей 30ХСНМФБ и 30ХЗНЗМФБ, показало, что на ранних стадиях такой выдержки образуются скопления (кластеры или смешанные зоны) атомов легирующих элементов (ванадия и углерода) по аналогии с процессами, происходящими на начальных стадиях старения многих сталей [9; 10]. Авторы считают, что в состав этих кластеров входят также атомы молибдена и хрома [9; 11]. Наличие таких скоплений атомов оказывает сопротивление разрушению и тем самым упрочняет сталь.

Происходящие при различных температурах процессы как высокого, так и низкого отпуска закаленной стали

достаточно хорошо изучены. Однако в литературных источниках практически отсутствуют данные о влиянии продолжительности отпуска на свойства сталей. В ряде исследований приводятся немонотонные зависимости механических свойств от продолжительности отпуска [12–14]. Установленный немонотонный, пилообразный характер кривых «сопротивление развитию трещины – время» представлен без каких-либо комментариев [14; 15].

Штамповая сталь 5Х2СМФ используется в основном для изготовления штампов горячего деформирования, но, поскольку в низкоотпущенном состоянии твердость находится в пределах 58–60 HRC, может использоваться и для штампов холодного деформирования [16; 17]. В связи с этим в представленной работе проведено сравнительное исследование зависимости сопротивления развитию трещины и твердости стали 5Х2СМФ после стандартной закалки (в масле) и закалки с выдержками в перлитной и бейнитной областях с последующим низким и высоким отпуском, а также низким отпуском разной продолжительности.

Цель исследования – разработать режимы упрочняющей термической обработки промышленно используемой штамповой стали 5Х2СМФ, включающие закалку с выдержками в перлитной и бейнитной областях и отпуск при разных температурах разной продолжительности, повышающие сопротивление развитию трещины.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования была выбрана штамповая сталь 5Х2СМФ [18]. Химический состав стали представлен в таблице 1.

Термическую обработку исследуемых образцов размерами 10×11×55 мм проводили в соляных ваннах АО «Обуховский завод». В качестве закалочной среды использовали масло «Термоойл-26». Испытания по каждому режиму термообработки проводили на 7 образцах. Исследовали 3 режима закалки: 1 – 910 °С, 15 мин, охлаждение в масле; 2 – 910 °С, 15 мин – 340 °С, 15 мин, охлаждение в масле; 3 – 910 °С, 15 мин – 650 °С, 7 мин, охлаждение в масле; последующий отпуск: 200, 560, 600 и 640 °С в течение 2 ч на каждый режим закалки. Проводилось также исследование по продолжительности низкого отпуска. Образцы после закалки по стандартному режиму (910 °С, 15 мин, охлаждение в масле) были подвергнуты низкому отпуску (200 °С) различной продолжительности – 1, 3, 5, 7 и 14 ч.

Заготовки образцов для определения механических свойств изготавливали с припуском под шлифовку 0,5 мм. После проведения закалки размеры доводили до чистовых (10×10×55 мм), что позволило исключить влияние обезуглероживания, возникающего при нагреве под закалку, на твердость образцов.

В качестве критерия оценки принимали максимально достигаемую силу (P_T), необходимую для

полного разрушения образца при статическом трехточечном изгибе.

Эксперимент проводили на образцах для испытания на ударную вязкость по КСТ с V-образным надрезом глубиной 1,5 мм и радиусом концентратора $R 0,25 \pm 0,025$ (ГОСТ 9454-78, черт. 3). Согласно п. 1.4 ГОСТ 9454-78 и п. 1.6 ГОСТ 25.506-85, усталостную трещину глубиной 1,5 мм инициировали методом циклической нагрузки с числом циклов не менее 3000 на резонансном вибраторе Дроздовского (Россия). Максимальный остаточный прогиб, образовавшийся при нанесении на образцах концентратора вида Т, не превышал 0,25 мм.

Испытания на статический изгиб проводили на испытательной машине серии POWERTEST Т (Испания) (расстояние между опорами 45 мм) со скоростью нагружения не более 2 мм/мин.

В связи с тем, что при инициировании усталостной трещины на вибраторе Дроздовского возможно некоторое отклонение глубины от требуемой, после проведения испытаний на изломах всех образцов с помощью отсчетного микроскопа МПБ-2 (Россия) измеряли суммарную глубину трещины и надреза (L_T). Анализ полученных экспериментальных данных о сопротивлении развитию трещины и твердости после различных режимов термической обработки проводили с учетом фактической суммарной глубины трещины и надреза. Твердость измеряли на твердомере ТК-2М (Россия).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Твердость и сопротивление развитию трещины после низкого и высокого отпуска

Из таблицы 2 видно, что максимальные значения твердости и сопротивления развитию трещины (P_T) после низкого отпуска (200 °С) получены после стандартной закалки в масле. Закалка с выдержкой в перлитной области (режим 3) при незначительном (на 0,5 HRC) снижении твердости и на 0,03 мм меньшей суммарной глубине трещины и надреза (L_T) приводит к незначительному (на 64 кН/см²) снижению сопротивления развитию трещины. Сопротивление развитию трещины максимально после режима со ступенью при 340 °С, но при этом существенно (на 5 HRC) снижается твердость в низкоотпущенном состоянии, что свидетельствует о прохождении частичного бейнитного распада.

Твердость после закалки по режиму 3 и отпуска при 560 °С имеет максимальные значения (49 HRC) при минимальной суммарной глубине трещины и надреза (3,16 мм против 3,4 и 3,34 мм после стандартной закалки и с выдержкой при 340 °С соответственно), при этом данный режим обладает минимальными значениями сопротивления развитию трещины (P_T) (таблица 3).

Таблица 1. Химический состав 5Х2СМФ [18]
Table 1. Chemical composition of 5H2SMF [18]

Марка стали	C, %	Mn, %	Si, %	Cr, %	Mo, %	V, %
5Х2СМФ	0,56	0,47	0,72	2,48	0,23	0,27

Таблица 2. Максимальное ($P_{\max}$), среднее (P_{cp}) и минимальное ($P_{\min}$) значение сопротивления развитию трещины, твердость после закалки ($HRC_{\text{зак}}$) и отпуски ($HRC_{\text{отп}}$) и суммарная глубина трещины и надреза (L_m) стали 5Х2СМФ, закаленной по различным режимам, отпуск при 200 °С

Table 2. Maximum ($P_{\max}$), average (P_{cp}) and minimum ($P_{\min}$) values of crack propagation resistance, hardness after quenching ($HRC_{\text{зак}}$) and tempering ($HRC_{\text{отп}}$) and total depth of crack and notch (L_m) of 5H2SMF steel quenched by different modes and tempered at 200 °С

№ режима	Режим закалки	Сопротивление развитию трещины (P_T), кН/см ²			Твердость, HRC		Суммарная глубина трещины и надреза (L_T), мм
		$P_{T \max}$	$P_{T cp}$	$P_{T \min}$	HRC _{зак}	HRC _{отп}	
1	910 °С в масло	735	667	590	61,0	58,5	3,27
2	910 °С – 340 °С в масло	770	727	630	54,0	53,5	3,62
3	910 °С – 650 °С в масло	670	603	500	60,5	58,0	3,24

Таблица 3. Максимальное ($P_{\max}$), среднее (P_{cp}) и минимальное ($P_{\min}$) значение сопротивления развитию трещины, твердость после закалки ($HRC_{\text{зак}}$) и отпуски ($HRC_{\text{отп}}$) и суммарная глубина трещины и надреза (L_m) стали 5Х2СМФ, закаленной по различным режимам, отпуск при 560 °С

Table 3. Maximum ($P_{\max}$), average (P_{cp}) and minimum ($P_{\min}$) values of crack propagation resistance, hardness after quenching ($HRC_{\text{зак}}$) and tempering ($HRC_{\text{отп}}$) and total depth of crack and notch (L_m) of 5H2SMF steel quenched by different modes and tempered at 560 °С

№ режима	Режим закалки	Сопротивление развитию трещины (P_T), кН/см ²			Твердость, HRC		Суммарная глубина трещины и надреза (L_T), мм
		$P_{T \max}$	$P_{T cp}$	$P_{T \min}$	HRC _{зак}	HRC _{отп}	
1	910 °С в масло	1180	1170	1060	62,0	48,5	3,40
2	910 °С – 340 °С в масло	1515	1381	1292	53,5	46,5	3,34
3	910 °С – 650 °С в масло	920	840	730	61,5	49,0	3,16

Образцы, закаленные по режиму 2, по сравнению со стандартной закалкой при снижении твердости (на 2 HRC) и меньшей на 0,06 мм суммарной глубине трещины и надреза (L_T) имеют максимальное (более чем на 200 кН/см² по сравнению со стандартной закалкой) значение сопротивления развитию трещины (P_T) (таблица 3).

Твердость после отпуска при 600 °С, как и в предыдущем эксперименте, имеет максимальные значения после закалки со ступенью при 650 °С, но при этом значение сопротивления развитию трещины (P_T) минимально (таблица 4). Значения сопротивления развитию трещины (P_T) после режима 2 и стандартной закалки при некотором снижении твердости (на 1,5 HRC) при примерно одинаковой суммарной глубине трещины и надреза (3,38 и 3,37 мм) сопоставимы (2410 и 2420 кН/см² соответственно) (таблица 4).

После проведения термической обработки по режиму 3 получены максимальные значения твердости (38 HRC), при этом, в отличие от режима отпуска при 600 °С (таблица 4), не наблюдается столь большой разницы в сопротивлении развитию трещины (P_T) при равной суммарной глубине трещины и надреза (3,3 мм) по сравнению со стандартной закалкой (таблица 5). Сни-

жение твердости после отпуска 640 °С и закалки по режиму 2 не повышает значения сопротивления развитию трещины (P_T) по сравнению со стандартной закалкой и закалкой по режиму 3, даже несмотря на минимальную (3,2 мм) суммарную глубину трещины и надреза (L_T) (таблица 5).

Твердость и сопротивление развитию трещины после отпуска (200 °С) разной продолжительности

Из таблицы 6 видно, что увеличение времени выдержки с 1 до 14 ч низкого отпуска приводит к незначительному (на 1,5 HRC) снижению твердости образцов из стали 5Х2СМФ.

Отпуск продолжительностью 3 ч приводит при максимальной твердости (58 HRC) и максимальной (3,37 мм) суммарной глубине трещины и надреза (L_T) к максимальным (667 кН/см²) значениям сопротивления развитию трещины (P_T). При отпуске продолжительностью 5 ч можно наблюдать минимальную (55 кН/см²) разницу между максимальным и минимальным значениями сопротивления развитию трещины (P_T), тогда как у других режимов она составляет более 135 кН/см². Значения сопротивления развитию трещины (P_T) при равной твердости (57,5 HRC) и максимальной (3,37 мм)

Таблица 4. Максимальное (P_{max}), среднее (P_{cp}) и минимальное (P_{min}) значение сопротивления развитию трещины, твердость после закалки ($HRC_{зак}$) и отпуска ($HRC_{отп}$) и суммарная глубина трещины и надреза (L_m) стали 5Х2СМФ, закаленной по различным режимам, отпуск при 600 °С

Table 4. Maximum (P_{max}), average (P_{cp}) and minimum (P_{min}) values of crack propagation resistance, hardness after quenching ($HRC_{зак}$) and tempering ($HRC_{отп}$) and total depth of crack and notch (L_m) of 5H2SMF steel quenched by different modes and tempered at 600 °С

№ режима	Режим закалки	Сопротивление развитию трещины (P_T), кН/см ²			Твердость, HRC		Суммарная глубина трещины и надреза (L_T), мм
		$P_{T \max}$	$P_{T \text{ cp}}$	$P_{T \min}$	HRC _{зак}	HRC _{отп}	
1	910 °С в масло	2600	2420	2120	61,0	43,5	3,37
2	910 °С – 340 °С в масло	2550	2410	2040	54,0	42,0	3,38
3	910 °С – 650 °С в масло	1280	1188	1085	60,5	45,0	3,35

Таблица 5. Максимальное (P_{max}), среднее (P_{cp}) и минимальное (P_{min}) значение сопротивления развитию трещины, твердость после закалки ($HRC_{зак}$) и отпуска ($HRC_{отп}$) и суммарная глубина трещины и надреза (L_m) стали 5Х2СМФ, закаленной по различным режимам, отпуск при 640 °С

Table 5. Maximum (P_{max}), average (P_{cp}) and minimum (P_{min}) values of crack propagation resistance, hardness after quenching ($HRC_{зак}$) and tempering ($HRC_{отп}$) and total depth of crack and notch (L_m) of 5H2SMF steel quenched by different modes and tempered at 640 °С

№ режима	Режим закалки	Сопротивление развитию трещины (P_T), кН/см ²			Твердость, HRC		Суммарная глубина трещины и надреза (L_T), мм
		$P_{T \max}$	$P_{T \text{ cp}}$	$P_{T \min}$	HRC _{зак}	HRC _{отп}	
1	910 °С в масло	2600	2451	2100	61,0	36,5	3,3
2	910 °С – 340 °С в масло	2290	2150	2070	53,5	35,0	3,2
3	910 °С – 650 °С в масло	2530	2272	2100	60,5	38,0	3,3

Таблица 6. Максимальное (P_{max}), среднее (P_{cp}) и минимальное (P_{min}) значение сопротивления развитию трещины, твердость после закалки ($HRC_{зак}$) и отпуска ($HRC_{отп}$) и суммарная глубина трещины и надреза (L_m) стали 5Х2СМФ, закаленной по стандартному режиму (910 °С в масло), отпуск при 200 °С разной продолжительности

Table 6. Maximum (P_{max}), average (P_{cp}) and minimum (P_{min}) values of crack propagation resistance, hardness after quenching ($HRC_{зак}$) and tempering ($HRC_{отп}$) and total depth of crack and notch (L_m) of 5H2SMF steel quenched under the standard mode (910 °С in oil), tempering at 200 °С with different durations

Время выдержки при отпуске 200 °С, ч	Сопротивление развитию трещины (P_T), кН/см ²			Твердость, HRC		Суммарная глубина трещины и надреза (L_T), мм
	$P_{T \max}$	$P_{T \text{ cp}}$	$P_{T \min}$	HRC _{зак}	HRC _{отп}	
1	595	528	460	59,5	58,5	3,27
3	735	667	595	59,5	58,0	3,37
5	650	625	595	59,5	57,5	3,37
7	695	617	535	59,0	57,0	3,28
14	725	638	585	59,5	57,0	3,34

суммарной глубине трещины и надреза (L_T) сопоставимы с остальными режимами (таблица 6).

Проведение отпуска продолжительностью 1 ч приводит к минимальным значениям сопротивления развитию трещины (P_T), что, вероятно, связано с тем, что одночасовой отпуск не устраняет хрупкости, характерной для свежезакаленного мартенсита.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Ступенчатая закалка с выдержкой при температуре 650 °С позволяет получить сопоставимые со стандартной закалкой (в масле) и высоким отпуском значения сопротивления развитию трещины при примерно равных значениях твердости и суммарной глубине трещины и надреза. Это хорошо согласуется с исследованиями, проведенными авторами [13; 16]. Положительное влияние ступенчатой закалки они связывают с образованием в мартенситах микронеоднородностей, имеющих повышенное содержание углерода, ванадия и молибдена, которые при последующем высоком отпуске являются зародышами для образования карбидов, обеспечивая им высокую дисперсность и равномерность распределения, тем самым повышая сопротивление развитию трещины [13].

По сравнению со стандартной закалкой, закалка со ступенью при 340 °С приводит к существенному снижению твердости, что свидетельствует о прохождении частичного бейнитного распада. Сопротивление развитию трещины независимо от температуры отпуска (низкий, высокий отпуск) ниже, чем у образцов после стандартной закалки. «Бейнитная хрупкость», вероятно, связана с образованием в структуре кристаллов верхнего бейнита, армированных пластинками карбидов типа цементита, сопряженных с матрицей [19]. Необходимо отметить, что есть единичные работы, опровергающие это, например [14]. Таким образом, при проведении закалки штамповой стали 5Х2СМФ необходимо добиваться повышенной устойчивости переохлажденного аустенита в промежуточной области, тем самым предотвращая выделения бейнита.

Исследование зависимости твердости и сопротивления развитию трещины от продолжительности (1, 3, 5, 7 и 14 ч) низкого отпуска (200 °С) стали 5Х2СМФ показало, что с увеличением времени выдержки от 1 до 14 ч наблюдается снижение твердости. При этом максимумы сопротивления развитию трещины (P_T) не соответствуют минимумам твердости, что подтверждает данные о немономонном, пилообразном характере зависимости «сопротивление развитию трещины – время» [14]. Попытки связать немономонность этой зависимости со структурными превращениями носят предположительный характер, что понятно, если привести следующую цитату: «С развитием метода фольг и дифракционной электронной микроскопии появилась возможность идентифицировать карбидные выделения методом микродифракции. Однако следует признать, что эти возможности до сих пор не использованы, а имеющиеся данные противоречивы» [20, с. 143]. В связи с этим на данном этапе исследования проводили накопление экспериментальных данных по влиянию продолжительности низкого отпуска.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Закалка штамповой стали 5Х2СМФ с выдержкой при температуре 650 °С позволяет получить сопоставимые значения по сопротивлению развитию трещины при примерно равных значениях твердости со стандартной закалкой и высоким отпуском штампов.

2. Существенное снижение твердости при закалке со ступенью при 340 °С по сравнению со стандартной закалкой независимо от температуры отпуска (низкий, высокий отпуск) не дает возможности рекомендовать данный режим для промышленного применения.

3. Режимы термической обработки с временем выдержки 3 и 5 ч могут быть рекомендованы в качестве штатных, поскольку они обеспечивают максимальное значение сопротивления развитию трещины после стандартной закалки и низкого отпуска при 200 °С.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чернов Д.К. О приготовлении стальных бронепробивающих снарядов: сообщение Д.К. Чернова в Императорском Русском технологическом обществе, 10 мая 1885 г. СПб.: тип. бр. Пантелеевых, 1885. 33 с.
2. Костин Н.А. Особенности закалки штамповых сталей 5ХГС и 5ХЗГС, науглероженных до заэвтектоидных концентраций // Черные металлы. 2020. № 5. С. 31–36. EDN: [YCAHQN](#).
3. Цуканов Д.В., Смирнова Д.Л., Петкова А.П., Штерцер В.В. Моделирование режима охлаждения при закалке крупногабаритной заготовки ротора из Cr-Ni-Mo-V-стали // Черные металлы. 2024. № 9. С. 29–36. DOI: [10.17580/chm.2024.09.05](#).
4. Рахштадт А.Г. О структурных превращениях в переохлажденном аустените ванадий содержащих сталей // Известия АН СССР. Металлы. 1984. № 2. С. 102–107.
5. Бажин В.Ю., Исса Б. Влияние термической обработки на микроструктуру стальных змеевиков нагревательной трубчатой печи // Записки Горного института. 2021. Т. 249. С. 393–400. DOI: [10.31897/PMI.2021.3.8](#).
6. Пряхин Е.И., Прибыткова Д.А. Влияние качества подготовки поверхности труб для теплосетей на их коррозионную стойкость при эксплуатации в условиях подземного залегания // Черные металлы. 2023. № 11. С. 97–102. DOI: [10.17580/chm.2023.11.15](#).
7. Якубович Е.А. Анализ влияния режимов термической обработки на стойкость инструмента для горячей штамповки // Журнал передовых исследований в области естествознания. 2020. № 11. С. 37–42. DOI: [10.26160/2572-4347-2020-11-37-42](#).
8. Ермаков Б.С., Ермаков С.Б., Вологжанина С.А., Хузнахметов Р.М. Влияние условий эксплуатации на формирование нано- и ультрадисперсных зернограницных дефектов в сварных соединениях // Цветные металлы. 2023. № 8. С. 80–85. DOI: [10.17580/tsm.2023.08.13](#).
9. Сивенков А.В., Кончус Д.А., Гареев Д.В., Пряхин Е.И. Применение покрытий Cr – Ni методом химико-термической обработки из растворов легкоплавких металлов // Черные металлы. 2024. № 12. С. 101–106. DOI: [10.17580/chm.2024.12.14](#).
10. Крылова С.Е., Ромашков Е.В. Особенности термической обработки новой стали для изготовления штампов горячего деформирования // Черные металлы. 2021. № 1. С. 54–60. DOI: [10.17580/chm.2021.01.08](#).

11. Zambrano O.A. A Review on the Effect of Impact Toughness and Fracture Toughness on Impact-Abrasion Wear // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021. Vol. 30. P. 7101–7116. DOI: [10.1007/s11665-021-05960-5](https://doi.org/10.1007/s11665-021-05960-5).
12. Шнейдерман А.Ш. Об отпуске бейнитной структуры // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1978. № 12. С. 12–15.
13. Еднерал А.Ф., Русаненко В.В., Смирнова А.В. Структурные превращения при термической обработке хромомолибденовой стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1982. № 9. С. 4–8.
14. Крамаров М.А., Виноградов С.И. Влияние режима отпуска на статическую и циклическую трещиностойкость сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1986. № 3. С. 14–17.
15. Pryakhin E.I., Azarov V.A. Comparative analysis of the use of epoxy and fluoroplastic polymer compositions as internal smooth coatings of the inner cavity of steel main gas pipelines // *CIS Iron and Steel Review*. 2024. Vol. 28. P. 93–98. DOI: [10.17580/cisirs.2024.02.16](https://doi.org/10.17580/cisirs.2024.02.16).
16. Петкова А.П., Злотин В.А. Анализ эффективности снижения потерь водорода в трубопроводе из различных аустенитных нержавеющей сталей // *Черные металлы*. 2024. № 9. С. 50–54. DOI: [10.17580/chm.2024.09.08](https://doi.org/10.17580/chm.2024.09.08).
17. Xu Wen-hua, Li Yang, Xiao Gui-yong, Gu Guo-chao, Lu Yu-peng. Effects of quenching and partitioning on microstructure and properties of high-silicon and high-aluminum medium carbon alloy steels // *Materials Today: Communications*. 2023. Vol. 34. Article number 105031. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2022.105031](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.105031).
18. Шахназаров К.Ю., Касатонов В.Ф., Васильев А.П., Акифьев С.К., Кудрявцев Р.С., Пантелеев В.И., Астраханцев Г.Н. Штамповая сталь: авторское свидетельство № 1671726 А1 СССР. 2 с. EDN: [VVISSEL](https://vvisel.ru).
19. Тишаев С.И., Орлов М.Р., Колесников В.А. О природе «бейнитной хрупкости» вторичнотвердеющих сталей // *Известия АН СССР*. 1984. № 4. С. 32–37.
20. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращение в железе и стали. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
5. Bazhin V.Yu., Issa B. Influence of heat treatment on the microstructure of steel coils of a heating tube furnace. *Journal of Mining Institute*, 2021, vol. 249, pp. 393–400. DOI: [10.31897/PMI.2021.3.8](https://doi.org/10.31897/PMI.2021.3.8).
6. Pryakhin E.I., Pribytkova D.A. The influence of the quality of surface preparation of pipes for heating networks on their corrosion resistance during operation in underground conditions. *Chernye metally*, 2023, no. 11, pp. 97–102. DOI: [10.17580/chm.2023.11.15](https://doi.org/10.17580/chm.2023.11.15).
7. Yakubovich E.A. Analysis of the heat treatment modes influence on the life of the tool for hot forming. *Zhurnal peredovoykh issledovaniy v oblasti estestvoznaniya*, 2020, no. 11, pp. 37–42. DOI: [10.26160/2572-4347-2020-11-37-42](https://doi.org/10.26160/2572-4347-2020-11-37-42).
8. Ermakov B.S., Ermakov S.B., Vologzhanina S.A., Khuznakhmetov R.M. Relationship between operating conditions and the emergence of nano and ultradispersed grain boundary defects in weld joints. *Tsvetnye metally*, 2023, no. 8, pp. 80–85. DOI: [10.17580/tsm.2023.08.13](https://doi.org/10.17580/tsm.2023.08.13).
9. Sivenkov A.V., Konchus D.A., Gareev D.V., Pryakhin E.I. Application of Cr - Ni coatings by chemical-thermal treatment from lowmelting metal solutions. *Chernye metally*, 2024, no. 12, pp. 101–106. DOI: [10.17580/chm.2024.12.14](https://doi.org/10.17580/chm.2024.12.14).
10. Krylova S.E., Romashkov E.V. Features of heat treatment of a new steel for the manufacture of hot deformation dies. *Chernye metally*, 2021, no. 1, pp. 54–60. DOI: [10.17580/chm.2021.01.08](https://doi.org/10.17580/chm.2021.01.08).
11. Zambrano O.A. A Review on the Effect of Impact Toughness and Fracture Toughness on Impact-Abrasion Wear. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30, pp. 7101–7116. DOI: [10.1007/s11665-021-05960-5](https://doi.org/10.1007/s11665-021-05960-5).
12. Shneyderman A.Sh. On the tempering of the bainite structure. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1978, no. 12, pp. 12–15.
13. Edneral A.F., Rusanenko V.V., Smirnova A.V. Structural transformations during heat treatment of chromium-molybdenum steel. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1982, no. 9, pp. 4–8.
14. Kramarov M.A., Vinogradov S.I. Effect of tempering mode on static and cyclic crack resistance of steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1986, no. 3, pp. 14–17.
15. Pryakhin E.I., Azarov V.A. Comparative analysis of the use of epoxy and fluoroplastic polymer compositions as internal smooth coatings of the inner cavity of steel main gas pipelines. *CIS Iron and Steel Review*, 2024, vol. 28, pp. 93–98. DOI: [10.17580/cisirs.2024.02.16](https://doi.org/10.17580/cisirs.2024.02.16).
16. Petkova A.P., Zlotin V.A. Analysis of the efficiency of reducing hydrogen losses in a pipeline made of various austenitic stainless steels. *Chernye metally*, 2024, no. 9, pp. 50–54. DOI: [10.17580/chm.2024.09.08](https://doi.org/10.17580/chm.2024.09.08).
17. Xu Wen-hua, Li Yang, Xiao Gui-yong, Gu Guo-chao, Lu Yu-peng. Effects of quenching and partitioning on microstructure and properties of high-silicon and high-aluminum medium carbon alloy steels. *Materials Today: Communications*, 2023, vol. 34, article number 105031. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2022.105031](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.105031).
18. Shakhnazarov K.Yu., Kasatonov V.F., Vasilev A.P., Akifiev S.K., Kudryavtsev R.S., Panтелеev V.I., Astrakhansev G.N. *Shtampovaya stal* [Stamping steel], avtorskoe svidetelstvo no. 1671726 A1 SSSR. 2 p. EDN: [VVISSEL](https://vvisel.ru).

REFERENCES

1. Chernov D.K. *O prigotovlenii stalnykh broneprobivayushchikh snaryadov: soobshchenie D.K. Chernova v Imperatorskom Russkom tekhnologicheskoy obshchestve, 10 maya 1885 g.* [On the preparation of steel armor-piercing shells]. Sankt-Petersburg, tip. br. Panteleevykh Publ., 1885. 33 p.
2. Kostin N.A. Features of hardening of 5KhGS and 5Kh3GS die steels carburized to hypereutectoid concentrations. *Chernye metally*, 2020, no. 5, pp. 31–36. EDN: [YCAHQN](https://vvisel.ru).
3. Tsukanov D.V., Smirnova D.L., Petkova A.P., Shtertser V.V. Modeling of cooling mode during hardening of a large-sized rotor blank made of Cr-Ni-Mo-V steel. *Chernye metally*, 2024, no. 9, pp. 29–36. DOI: [10.17580/chm.2024.09.05](https://doi.org/10.17580/chm.2024.09.05).
4. Rakhshadt A.G. About structural transformations in supercooled austenite of vanadium containing steels. *Izvestiya AN SSSR. Metally*, 1984, no. 2, pp. 102–107.

19. Tishaev S.I., Orlov M.R., Kolesnikov V.A. On the nature of “bainite brittleness” of secondary-hardening steels. *Izvestiya AN SSSR*, 1984, no. 4, pp. 32–37.
20. Kurdyumov G.V., Utevskiy L.M., Entin R.I. *Prevrashchenie v zheleze i stali* [Transformation in iron and steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 392 p.

The influence of hardening heat treatment modes on the crack propagation resistance of 5H2SMF die steel

Karen Yu. Shakhnazarov^{*1}, Doctor of Sciences (Engineering),
professor of Chair of Materials Science and Technology of Artistic Products

Artur R. Rafikov², postgraduate student

of Chair of Materials Science and Technology of Artistic Products

Empress Catherine II Saint Petersburg Mining University, St. Petersburg (Russia)

*E-mail: mthi@spmi.ru,
karen812@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7501-6590>

²ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-9881-9115>

Received 31.03.2025

Revised 16.04.2025

Accepted 29.04.2025

Abstract: In the literature, there are virtually no data on the effect of quenching with holding in the pearlite and bainitic regions and subsequent low and high tempering of different durations on the crack propagation resistance of die steels, and the available data are contradictory. Meanwhile, a “softer” quenching with holding in the intermediate regions reduces significantly the risk of quenching cracks and deformation of dies and die tooling. In this work, samples of 5H2SMF die steel with a sharp notch and artificially induced cracks were subjected to heat treatment, including standard quenching at 910 °C in oil and quenching from 910 °C with steps at 650 °C and 340 °C with different types of tempering (200, 560, 600, and 640 °C) and different durations of time – 1, 3, 5, 7, and 14 h (for 200 °C) in order to increase the crack propagation resistance. The conducted studies allowed identifying that the data on crack propagation resistance after step quenching with holding in the pearlite transformation region and subsequent high tempering at 560, 600 and 640 °C are comparable with standard quenching in oil and high tempering at the same temperatures. The hardness after step quenching in the bainitic transformation region (340 °C) is significantly lower in all cases under different tempering conditions; therefore, it is not possible to compare crack propagation resistance with standard quenching. The optimal holding time (3 and 5 h) from the point of view of increasing crack propagation resistance after standard quenching from 910 °C in oil and low tempering at 200 °C was found.

Keywords: die steel; quenching; tempering; hardness; crack propagation resistance.

For citation: Shakhnazarov K.Yu., Rafikov A.R. The influence of hardening heat treatment modes on the crack propagation resistance of 5H2SMF die steel. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 95–101. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-8.