практически не влияют на эффективность образования Ne^+H, а константа скорости реакции

$$Ne_2^+ + H_2 \longrightarrow \text{продукты} \qquad (12)$$

равна 1.1×10^{-10} см^{3}с$^{-1}$ [3], так что полезный канал (5) доминирует при степени диссоциации молекул водорода $\gtrsim 0.2$.

Оценочный расчет показал, что при импульсном ($\simeq$10 нс) возбуждении электронным пучком смеси Ne : Ar : $H_2 = 3 \times 10^{19} : 10^{18} : 10^{17}$ см$^{-3}$ с плотностью тока, соответствующей в максимуме $n_e \simeq$ $\simeq 10^{15}$ см$^{-3}$, к.п.д. образования Ne^+H (по отношению к Ne^+) около 70%, $[Ne^+H] \simeq 3 \times 10^{14}$ см$^{-3}$, $[NeH^+] \simeq 5 \times 10^{13}$ см$^{-3}$. Диссоциативной рекомбинацией молекулярных ионов с электронами ($T_e \simeq$ $\simeq$ I эВ) в масштабе характерных времен образования и разрушения молекул Ne^+H можно пренебречь. Для оценки констант скоростей (5), (6), (9) использовалась типичная величина 10^{-9} см^{3}с$^{-1}$[3].

При проведении расчета предполагалось, что степень диссоциации молекул водорода $\simeq$0.5. Характерное время реакции

$$H + H + Ne \longrightarrow H_2 + Ne \qquad (13)$$

в рассматриваемых условиях $\simeq 3 \times 10^{-4}$ с [4]. Следовательно, для поддержания необходимой степени диссоциации водорода частота следования импульсов накачки должна составлять несколько килогерц.

Если сдвиг равновесных межъядерных расстояний в Ne^+H и NeH^+ окажется достаточным для перехода из основного колебательного состояния Ne^+H в колебательно-возбужденное состояние $NeH^+(v)$, быстрая колебательная релаксация которого приводит к опустошению нижнего лазерного уровня, необходимость в тушителе (Ar) отпадает и в качестве активной среды может быть использована бинарная смесь Ne–H_2. Использование бинарных смесей с небольшой относительной концентрацией водорода (~0.3%) при электроразрядном способе возбуждения позволит существенно увеличить долю энерговклада, идущую на образование ионов Ne^+ и, следовательно, увеличить к.п.д. лазера.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Tanaka Y., Yoshino K., Freeman D.E.* Emission Spectra of Heteronuclear Diatomic Rare Gas Positive Ions. // J. Chem. Phys. 1975. V. 62. P. 4484.
2. *Радциг А.А., Смирнов Б.М.* Справочник. М.: Атомиздат, 1980.
3. *Вирин А.А., Джагацпанян Р.В., Карачевцев Г.В. и др.* Ионно-молекулярные реакции в газах. М.: Наука, 1979.
4. *Кондратьев В.Н., Никитин Е.Е.* Кинетика и механизм газофазных реакций. М.: Наука, 1975.

УДК 620.179.16

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В ШТАМПОВЫХ СТАЛЯХ АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

© 2001 г. Н. А. Семашко* , Е. В. Лановенко*, В. В. Лановенко*, В. В. Рощупкин, Б. Н. Марьин*****

**Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет*

***Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

****Комсомольское-на-Амуре авиационное производственное объединение им. Ю.А. Гагарина*

Поступило в редакцию 21.12.2000 г.

В настоящей работе на модернизированной установке ИМАШ-АЛА-ТОО-75 ультразвуковым импульсным методом по оригинальной методике [1] исследовались образцы штамповых сталей 3Х2В8Ф и 4Х4ВМФС, предварительно деформированные протяжкой из прутка диаметром 20 мм до 2 мм и затем подвергнутые полному отжигу. Отжиг состоял в нагреве до температуры немного выше точки A_{c3} (900°С), выдержке в течение 1 ч при температуре нагрева и последующем медленном охлаждении вместе с печью. На рис. 1, 2 представлены температурные зависимости скорости звука $c(t)$ для сталей обеих марок. Широкий диапазон изменения скорости звука c в стали 3Х2В8Ф, вероятно, обусловлен легированием этой марки вольфрамом, который придает сплаву высокую пластичность.

У стали 4Х4ВМФС в области температуры 620°С при нагреве наблюдается перегиб в характере кривой и резкое снижение c. Это можно объяснить прохождением температур, соответствующих магнитному превращению в стали и фазовому превращению вблизи A_{c1} – 830°С. Легирование стали 4Х4ВМФС никелем должно способство-

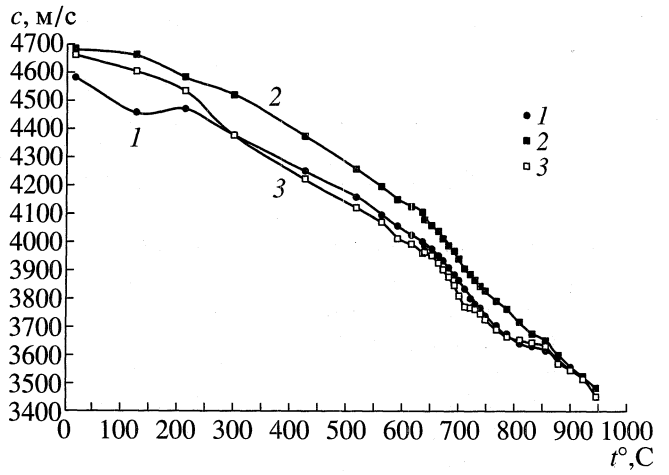

Рис. 1. Температурная зависимость скорости звука в стали 3Х2В8Ф: *1* – деформированный образец, *2* – нагрев образца, *3* – охлаждение отожженного образца.

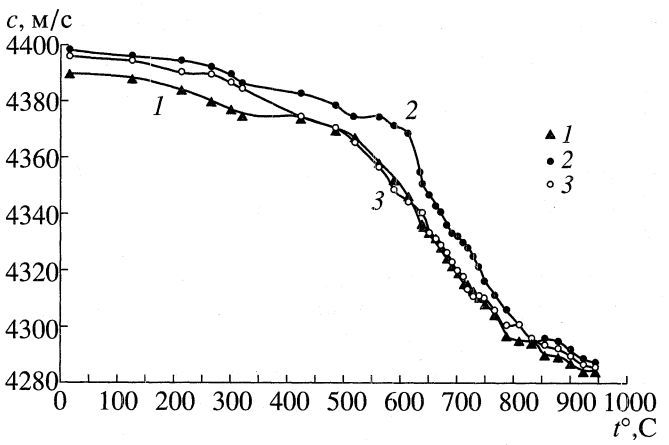

Рис. 2. Температурная зависимость скорости звука в стали 4Х4ВМФС: *1–3*, см. подпись к рис. 1.

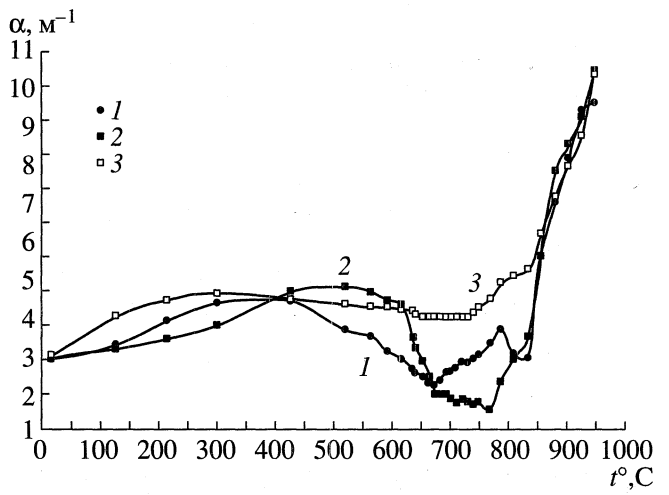

Рис. 3. Температурная зависимость коэффициента затухания ультразвуковых волн в стали 3Х2В8Ф: *1–3*, см. подпись к рис. 1.

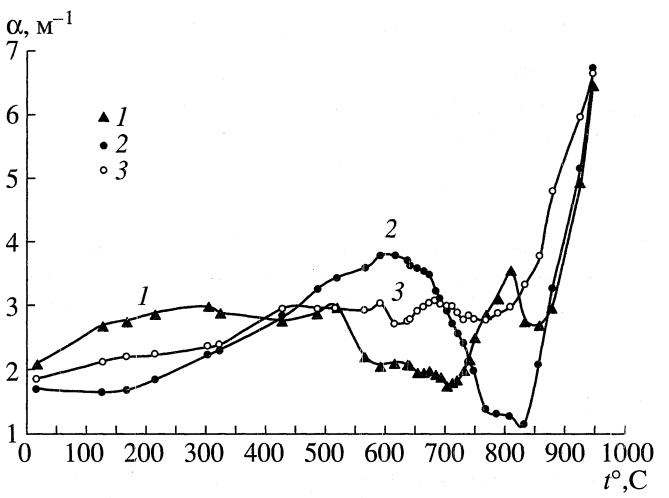

Рис. 4. Температурная зависимость коэффициента затухания ультразвуковых волн в стали 4Х4ВМФС: *1–3*, см. подпись к рис. 1.

вать понижению температуры магнитного превращения [2].

Изменение наклона кривой в области 850°C свидетельствует о начале фазового превращения вблизи A_{c3} – превращения феррита в аустенит. При охлаждении кривая проходит эти же фазовые переходы соответственно при температурах 750 и 570°C.

На рис. 3, 4 представлены температурные зависимости коэффициента затухания ультразвуковых волн α для штамповых сталей.

Наличие кремния и большого содержания вольфрама у стали 3Х2В8Ф обеспечивает повышение температуры начала α ⟶ γ-превращения. Этим, вероятно, можно объяснить монотонный характер уменьшения модуля упругости при нагреве и стабильное поведение внутреннего трения в температурном диапазоне 750–100°C при охлаждении. Наличие в обеих марках стали ванадия изменяет положение температур начала и конца диффузионного α ⟷ γ-перехода, при этом повышая A_{c3} [3]. Для стали 4Х4ВМФС это 850°C, для стали 3Х2В8Ф – 820°C. На рис. 3 и 4 в области указанных температур наблюдается повышение коэффициента затухания. Незначительное увеличение коэффициента затухания при охлаждении стали 3Х2В8Ф при 710°C, а для стали 4Х4ВМФС при 700°C объясняется обратным превращением аустенита в феррит при γ ⟶ α-превращении.

Понижение температуры данного превращения происходит за счет легирования штамповых сталей никелем и марганцем, которые не образуют собственных карбидов и поэтому их влияние

Таблица 1. Скорость звука в инструментальных (штамповых) сталях

t, °C	Марка 3Х2В8Ф			Марка 4Х4ВМФС		
	деформированный образец	нагрев отожженного образца	охлаждение отожженного образца	деформированный образец	нагрев отожженного образца	охлаждение отожженного образца
18	4581	4678	4659	4390	4398	4396
128	4457	4658	4600	4388	4396	4394
216	4467	4580	4528	4384	4394	4390
303	4374	4517	4370	4377	4389	4386
428	4249	4371	4220	4374	4382	4374
520	4154	4256	4120	4367	4374	4365
566	4093	4193	4070	4358	4374	4356
593	4057	4147	4010	4352	4371	4348
617	4023	4124	3990	4346	4368	4344
639	4000	4100	3958	4336	4354	4340
643	3980	4075	3961	4335	4350	4340
655	3972	4057	3950	4333	4346	4332
666	3947	4035	3925	4331	4342	4330
675	3931	4010	3897	4328	4340	4328
685	3906	3985	3875	4324	4335	4325
695	3882	3965	3844	4321	4332	4322
704	3861	3935	3805	4319	4331	4319
714	3831	3903	3770	4315	4329	4317
723	3797	3880	3765	4314	4327	4313
732	3777	3860	3760	4312	4324	4310
742	3761	3840	3745	4310	4320	4310
751	3736	3824	3725	4308	4315	4309
770	3705	3786	3690	4304	4310	4305
789	3675	3761	3665	4297	4305	4300
811	3640	3715	3652	4295	4300	4300
834	3633	3675	3640	4294	4295	4295
857	3614	3653	3628	4290	4295	4293
880	3598	3587	3570	4289	4294	4292
902	3556	3550	3546	4287	4291	4289
925	3526	3526	3516	4284	4288	4286
947	3483	3483	3450	4284	4287	4285

Таблица 2. Коэффициент затухания ультразвуковых колебаний в инструментальных (штамповых) сталях

t, °C	Марка 3Х2В8Ф			Марка 4Х4ВМФС		
	деформированный образец	нагрев отожженного образца	охлаждение отожженного образца	деформированный образец	нагрев отожженного образца	охлаждение отожженного образца
18	2.02	2.062	2.07	2.1	1.692	1.84
128	2.435	2.33	3.25	2.7	1.66	2.13
216	3.128	2.6	3.72	2.88	1.87	2.25
303	3.627	2.987	3.9	3	2.25	2.38
428	3.695	2.942	3.75	2.8	2.85	2.97
520	2.86	4.076	3.6	3	3.46	2.965
566	2.663	3.935	3.5	2.25	3.62	2.95
593	2.24	3.697	3.5	2.1	3.8	3.05
617	2	3.565	3.45	2.15	3.8	2.74
639	1.7	2.637	3.4	2.13	3.72	2.78
643	1.587	2.3	3.31	2.13	3.65	2.8
655	1.467	1.93	3.24	2	3.6	2.95
666	1.31	1.45	3.23	2	3.55	3
675	1.231	0.95	3.24	2.05	3.5	3.07
685	1.377	0.96	3.23	1.98	3.25	3.11
695	1.626	0.971	3.24	1.95	3.11	3.05
704	1.66	0.85	3.23	1.8	2.95	3
714	1.782	0.725	3.24	1.85	2.75	3
723	1.921	0.84	3.24	1.9	2.6	2.9
732	1.907	0.77	3.23	2.05	2.45	2.8
742	2	0.69	3.35	2.2	2.15	2.86
751	2.107	0.745	3.5	2.55	2	2.82
770	2.441	0.54	3.75	2.9	1.4	2.8
789	2.863	1.363	4.2	3.15	1.34	2.91
811	2.146	2	4.4	3.6	1.3	3
834	2.057	2.62	4.6	2.8	1.18	3.36
857	4.991	5.335	5.65	2.75	2.12	3.8
880	6.558	7.478	6.7	3	3.3	4.82
902	7.874	8.25	7.6	4	4	5.3
925	9.21	9.047	8.5	5	5.2	6
947	9.47	10.371	10.3	6.5	6.76	6.67

на структуру сталей проявляется, в основном, посредством изменения концентрации углерода в эвтектоиде. Образуя с γ-железом неограниченный ряд твердых растворов, оба элемента значительно повышают устойчивость переохлажденного аустенита и снижают температуры $\gamma \longrightarrow \alpha$-превращения, что совпадает с литературными данными, приведенными в [4].

В табл. 1 и 2 приведены результаты измерения скорости звука и коэффициента затухания ультразвуковых колебаний для исследованных сталей.

Таким образом, представленные температурные зависимости акустических параметров штамповых сталей демонстрируют влияние легирования на температурные области магнитных и структурных фазовых переходов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 98-02-16696).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Рощупкин В.В., Покрасин М.А., Семашко Н.А., Чернов А.И.* Способ определения скорости звука // А.с. № 1211611 СССР. Б.И. 1986. № 6. 3 с.

2. *Позняк Л.А., Скрынченко Ю.М.* Штамповые стали. М.: Металлургия, 1980. 244 с.

3. *Голиков И.Н., Гольдштейн М.И.* Ванадий в стали. М.: Металлургия, 1968. 291 с.

4. *Меськин В.С.* Основы легирования стали. М.: Металлургия, 1964. 683 с.