

において多少の増加が認められ、わずかながら加工性の増加があると思われるから、鋼の熱間加工と密接な関係を有しているものと考えられる。この問題に関してはさらに顕微鏡組織の観察と合わせ、さらに広い範囲の実験結果について次報に詳しく検討する。

IV. 結 言

回転円板を用いた高速衝撃引張試験機により、鋼の高温における引張諸性質に対する変形速度の影響について、衝撃速度：静的～80 m/s、および試験温度：常温～800°C の範囲の実験を行ない大要次のごとく結果を得た。

- 1) 軟鋼および2種の構造用鋼には明瞭な青熱脆性が存在し、この出現温度は変形速度が大となるに従い高温側に移動するが、その上昇は10 m/sまでの変形速度において著しく、40 m/sではかえって低温になるものさえあることが認められた。
- 2) 青熱脆性と類似した原因で生ずる18-8ステンレス鋼、および銅の再結晶に伴う脆性についてもほぼ同様の変形速度依存性を明らかにした。
- 3) 高温における実験では、常温のごとく変形速度対伸び曲線の特定速度における伸びの明瞭な低下は認められず、従って臨界速度は常温の実験と同様な方法では求めることができなかつた。
- 4) 600°Cにおける引張諸性質のうち引張強さは変形速度の増加に伴って著しい値の散乱が生じて低下し、こ

れに応じて伸びおよび絞りの値はむしろ多少増加する傾向を示し延性の増加がうかがわれた。この現象を高速軟化と呼び、荷重-時間曲線から検討した。

終りにこの研究費の一部は文部省科学研究費交付金(総合研究)および日本鉄鋼協会石原研究奨励金を以て行なわれた。当局の御好意に対し深甚なる謝意を表します。研究試料の一部は日本鋼管株式会社および日本冶金工業株式会社の御配慮にあづかった。両社に厚く御礼申し上げます。なお、実験に卒業研究として熱心に協力して下さった角南達也(現八幡製鉄株式会社)、林忠男(現川崎製鉄株式会社)、角間孜(現本学大学院)、および須川紘(現シチズン時計株式会社)の諸君の労を多と致します。(昭和36年6月寄稿)

文 献

- 1) A. NADAI & M. MANJOINE: J. Appl. Mech. (1941), A80
A. NADAI & M. MANJOINE: Proc. ASTM, 40 (1940), 822
M. MANJOINE: J. Appl. Mech., (1944), A211
- 2) 作井, 中村, 布村: 鉄と鋼, 47 (1961), 801
- 3) 例えば, 山田, 横山, 中村, 漆原: 日本金属学会誌 21 (1957), 230
- 4) 例えば Metals Handbook, (ASM) (1961) vol. 1. p. 503
- 5) 例えば Elevated-temperature Properties of Copper and Copper-Base Alloys. (ASTM STP No. 181), (1956), p. 41~43

構造用低合金鋼(SNCM8)の焼入性におよぼす 合金元素の効果について*

(構造用低合金鋼の研究—I)

西原 守**・中野 平**・牧岡 稔***・後藤督高**

Effects of Alloying Elements on the Hardenability of Low-Alloy Structural Steels (SNCM8).

(Study of low-alloy structural steels—I)

Mamoru NISHIHARA, Taira NAKANO, Minoru MAKIOKA and Tadataka GOTÔ

Synopsis:

Full investigation has never been performed with the effect of alloying elements on the hardenability and mechanical properties in a quench-and-tempered condition with commercial

* 昭和34年11月本会講演大会にて発表 ** 株式会社神戸製鋼所, 中央研究所, 神戸研究部
*** 株式会社神戸製鋼所, 検査部, 高砂検査課

low-alloy steels, which are now widely utilized, and a more detailed study is desired which can be able to make clear such relationship in the case when the heat-treated article have a rather larger mass.

A comprehensive study was conducted to describe the effect of an increase of Ni, Cr, Mo and V contents, and a decrease of C content on hardenability and mechanical properties of Ni-Cr-Mo steel (SNCM 8: SAE 4340), and 11 melts were prepared to satisfy the test requirements. Special emphasis was laid on to examine the effects in the case of a larger mass.

Hardenability test was performed by examining microstructure and hardness of the test specimens cooled at 4 different cooling rates (Fig. 1) using a specially designed control-cooling quenching apparatus.

I. 緒 言

現在本邦および米国においては、Ni, Cr, Moの合理的な相乗効果を狙ったいわゆる三元合金鋼 (Triple-Alloy) として SNCM 8 (SAE 4340) が広く用いられているが、直径または、肉厚が大きくなるか、あるいはさらに高強度、高靱性を要求される場合には SNCM 8 よりも一段とすぐれた鋼種の開拓が必要になってくる。

一方、構造用低合金鋼の焼入性および靱性に対する合金元素の効果については必ずしも十分に解明されているとはいえない。

以上の観点から、本研究では当社で製作した自動制御冷却焼入装置を使つて構造用低合金鋼の質量効果を加味した強度、靱性に対する合金元素の効果を明らかにし、今後の合金鋼の使用に対する指針を得ようとした。

本報では焼入性におよぼす合金元素の効果について述べる事とする。

II. 実 験 材

現在構造用低合金鋼として広く使用されている Ni-Cr-Mo 鋼 SNCM 8 (SAE 4340 相当) を基準成分として、Mo を 0.30, 0.45, 0.50%, Ni を 2.0, 2.5, 3.0%, Cr を 0.85, 1.25, 1.60%, C を 0.33, 0.36, 0.40% にそれぞれ 3 通り変化させたもの 9 鋼種と、V を 0.1% 添加した 2 鋼種、計 11 鋼種を実験の対象とした。

V の効果についてはオーステナイト結晶粒度微細化に伴う効果のほかに靱性に対する効果があるか否かを明らかにするため、前者 9 鋼種に対しては粒度調節の目的で Al を 200 g/t 添加し、V 添加鋼と結晶粒度を同一にした。実験材はずべて、100 KVA 塩基性高周波炉で溶製した 80 kg 丸型鋼塊を 30mm 角材に鍛造し、焼ならし→低温焼鈍の後、焼入を行なつた。実験材の化学成分とオーステナイト結晶粒度を Table 1 に示す。

III. 実 験 方 法

焼入に際してオーステナイト化温度は、V を添加した試料、G-10, 11 は 900°C, その他はずべて 850°C と

Table 1. Chemical compositions and austenite grain size of specimens tested.

	Marks	Chemical composition (%)									Austenite* grain size number
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	
Standard specimen (SNCM8)	G-1	0.41	0.23	0.69	0.011	0.007	2.12	0.86	0.28	—	G 6.7
Mo variable	G-2	0.41	0.20	0.73	0.011	0.007	2.04	0.84	0.44	—	G 7.5
	G-3	0.40	0.26	0.66	0.011	0.007	1.96	0.81	0.59	—	G 8.3
Cr variable	G-4	0.41	0.30	0.71	0.011	0.008	1.97	1.27	0.29	—	G 8.0
	G-5	0.41	0.23	0.68	0.011	0.008	2.03	1.65	0.29	—	G 9.5
Ni Variable	G-6	0.40	0.31	0.75	0.011	0.008	2.46	0.80	0.29	—	G 9.0
	G-7	0.39	0.22	0.69	0.011	0.008	3.06	0.97	0.29	—	G 8.0
Mo and C variable	G-8	0.36	0.27	0.69	0.012	0.009	1.92	0.81	0.59	—	G 9.0
	G-9	0.33	0.26	0.68	0.011	0.008	1.93	0.80	0.59	—	G 8.0
Mo and V variable	G-10	0.39	0.24	0.65	0.010	0.006	1.85	0.81	0.44	0.115	G 7.5
	G-11	0.41	0.31	0.69	0.011	0.008	1.88	0.84	0.60	0.120	G 7.9

* 925°C/6h. carburizing method.

Table 2. Quenching method of specimens tested.

Quenching conditions	Quenching methods	Cooling velocity	
		Mean cooling velocity from 800 to 300°C (°C/mn)	Cooling velocity at 700°C (°C/mn)
No. 1	30mm ϕ oil-quenching	440	850
No. 2	Special cooling	33.3	70
No. 3	Special cooling	13.8	29
No. 4	Special cooling	8.4	15.5

Table 3. Transformation temperature of specimens tested.

Marks	Transformation temp. (°C)	
	A _{c1}	A _{c3}
G-1	718	760
G-2	718	758
G-3	722	760
G-4	718	762
G-5	721	767
G-6	705	748
G-7	707	755
G-8	728	770
G-9	729	770
G-10	727	770
G-11	727	772

し、保持時間は2hとした。オーステナイト化後の冷却は、実験材鋼種の焼入性が相当大きく、標準ジョミニ焼入試験ではその焼入性を判断することができないので焼入冷却速度を広い範囲にわたって変化し得る自動制御冷却焼入装置を使用し、30mm角、長さ165mmの実験材について焼入冷却速度(800~300°C間の平均値)をTable 2に示すとき4通りに変化させ、焼入硬度および組織から焼入性の比較を行なった。焼入冷却曲線をFig. 1に示す。

使用した焼入装置は、外形が直径1040mm、長さ1075mm、炉内寸法がマツフル内径320mm、長さ700mmで、冷却時はマツフルに切込んだスリットから空気を噴射させ、装入した試験片の冷却速度を調節し得るよう設計したもので、冷却速度は900~300°C間の平均値として、40~1.25°C/mnの範囲に変化でき、PID温度調節を行なっているため再現性は極めて良好である。

IV. 実験結果ならびに考察

1) 変態点について

本多式熱膨張試験機により測定した各実験材の変態点をTable 3に示す。Cr, Mo, Vは変態点を上昇させNiは逆に低下させる傾向が認められるが、その程度は

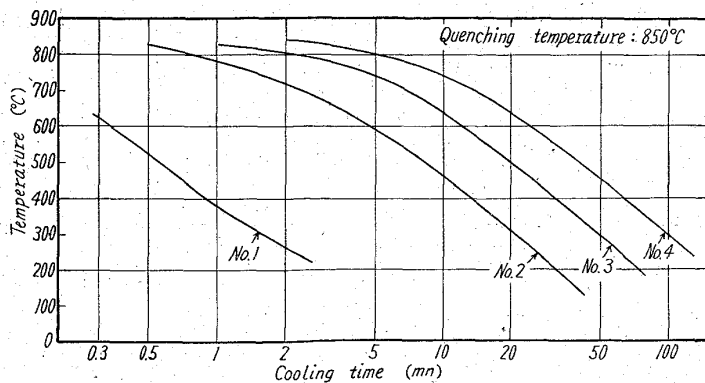


Fig. 1. Cooling curves of the quenching.

Heating rate: 1°C/mn

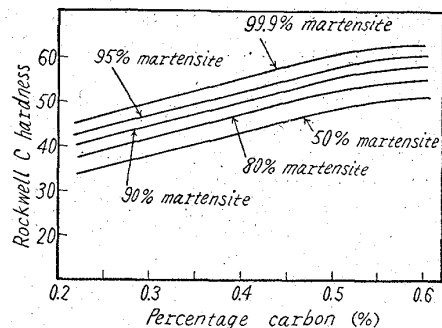


Fig. 2. Average relationships among carbon content, hardness and percentage of martensite.

本実験の化学成分範囲では左程大きいものではない。

2) 焼入性について

焼入性は自動制御冷却焼入装置を用いTable 2に示した4通りの冷却速度で焼入を行なって、焼入硬度および焼入組織におよぼす合金元素の効果を調べた。

焼入組織(マルテンサイト量(%))は、広く用いられている炭素量-焼入硬度曲線¹⁾(Fig. 2)で判定した。実験材の代表的な焼入組織をPhoto. 1に示す。

Fig. 3は焼入冷却速度に対する焼入硬度を示し、Fig.

4は焼入冷却速度に対応する焼入組織の変化をマルテンサイト量で表わし、示したものである。

これらの図表から各合金元素の焼入性におよぼす効果を考えると次の通りになる。

① Moの効果

Mo量0.28, 0.45, 0.60%の3通りの焼入性を比較すると、Moの焼入性の効果は0.45%以上では小さくなること判る。このことについては、R. F. MEHL²⁾がC 0.78%のMo鋼でMo量を0.12%から0.67%まで5通りに変化させてパーライトの成長速度を測定し、Mo量0.5%付近

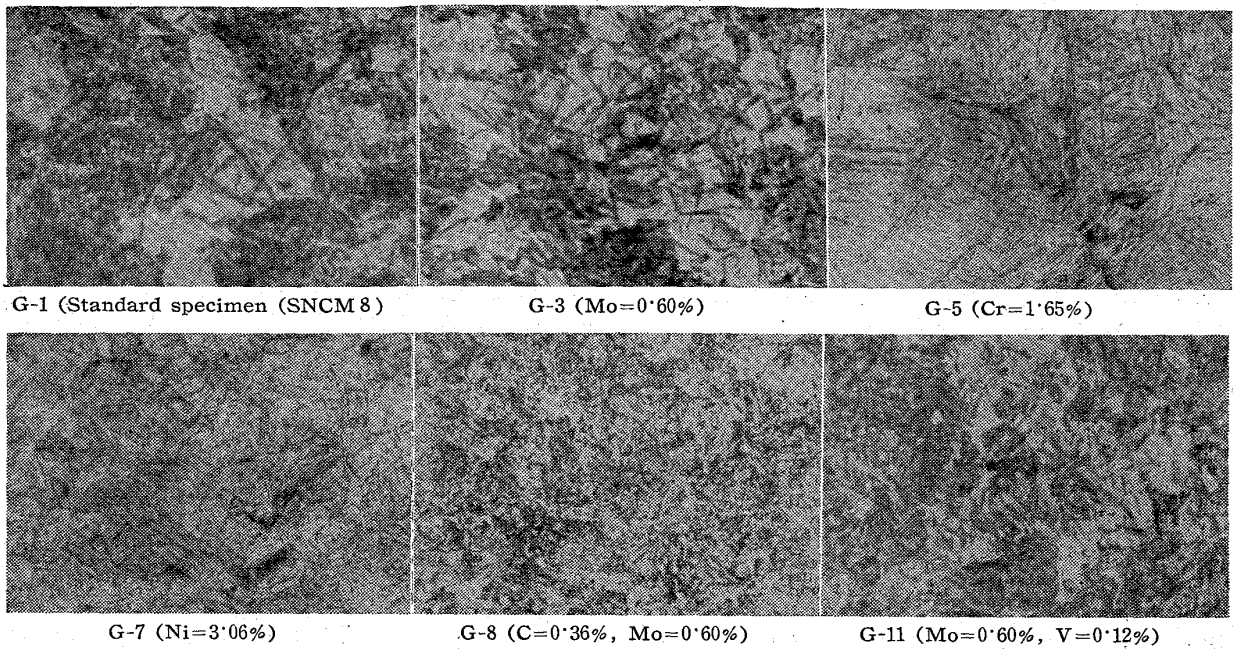


Photo. 1. Example of microstructure as quenched. (Quenching condition No.3-13^oC/mn)

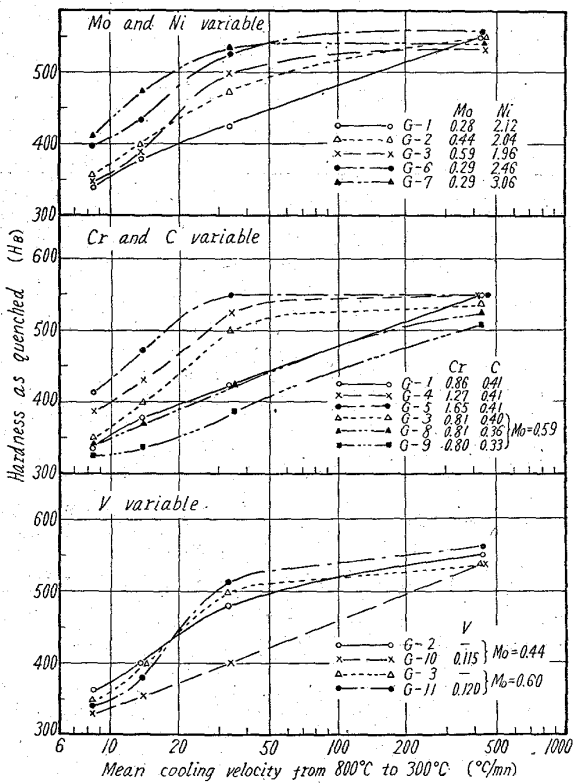


Fig. 3. Effect of alloying elements on as-quenched hardness.

から小さくなると報告していることとよく一致する。
Mo が焼入性改善に有効なのは、焼入冷却速度が 14^oC/mn 程度以上の場合で、それ以上遅い範囲では効果があまり期待できない。

② Ni の効果

Ni は 2.0, 2.5, 3.0% の 3 通りに変化させたが 3%

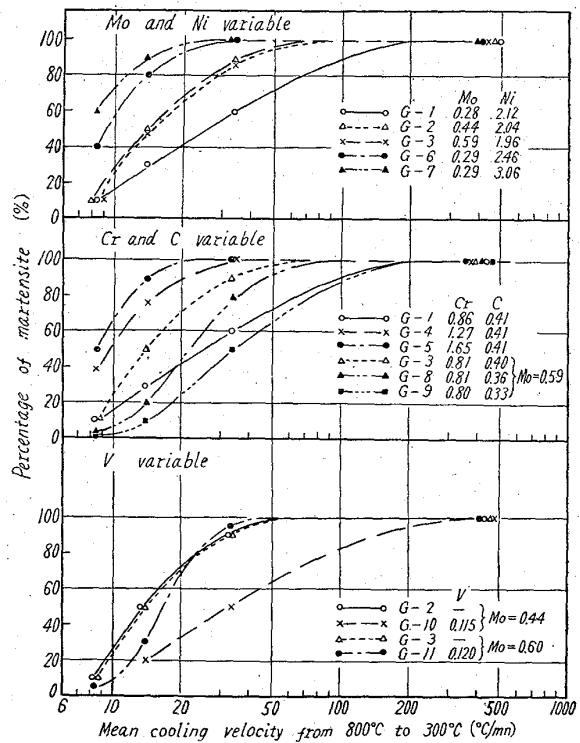


Fig. 4. Effect of alloy elements on percentage of martensite.

程度においてもかなり大きな効果を有し、かつ、焼入冷却速度の最も遅い 8^oC/mn の場合においても顕著な効果が認められる。

③ Cr の効果

Cr 量は 0.8, 1.25, 1.65% の 3 通りに変化させた
が、Ni の場合と同様 1.65% に含有量が多くなつても

その効果はかなり大きい。Cr 1.25% 材は Ni 2.5% 材と、Cr 1.65% 材は Ni 3.0% 材とほぼ同等の焼入性を有する。

④ C の効果

C 量を 0.40% から 0.36% および 0.33% に減らすと焼入性は著しく低下する。しかしながら、焼入冷却速度の最も遅い 8.4°C/mn の場合にはいずれのものも不完全焼入度が大きくなるので焼入組織の差は小さくなる。

⑤ V の効果

基準成分 (SNCM 8) の Mo 量 0.28% を 0.45% と 0.60% に増加し、その成分に V をそれぞれ 0.1% 添加したが、V の焼入性改善の効果はみとめられず、Mo 量 0.45% の場合には逆に低下する傾向が認められた。この理由としては、このような高級合金鋼に V を添加した時 900°C のオーステナイト化温度においてもカーバイトが十分に固溶しなかつたためと考えられる。

V. 結 言

構造用低合金鋼 SNCM 8 (SAE 4340 相当) の焼入性におよぼす Ni, Cr, Mo, V, C の各元素の影響を実験し、次の結論を得た。

1) Ni は含有量の増加とともに焼入性を著しく増大せしめ、Ni 量が 2.0% より 3.0% に増すと臨界直径*

は約 200mm 増加する。

2) Cr は含有量の増加とともに焼入性を著しく増大せしめ、Cr 量が 0.8% から 1.65% に増加すると臨界直径は約 200mm 大きくなる。Cr 1.25% 材と Ni 2.5% 材、Cr 1.65% 材と Ni 3.0% 材がそれぞれほぼ同等の焼入性を示す。

3) Mo は焼入性に対して含有量 0.45% 程度までは著しく効果を有するが、それ以上では小さくなる傾向を示す。Mo 量を 0.28% から 0.45% に増すと、臨界直径は約 100mm 増加する。

4) V の添加は焼入性に対してほとんど効果がなく、カーバイトがオーステナイトに十分固溶していない場合には却つて焼入性を低下させる傾向がある。

5) C 量の減少に伴つて焼入性は比例的に低下する。

付記 本実験の研究者は講演会発表には、中野平、牧岡稔、前田昌敏で行なつたが、その後若干追実験を行い検討を加えた表記 4 名で投稿発表したことを付記する。

(昭和 36 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) G. M. HODGE: Metal Handbook, (1948), p. 497
- 2) R. F. MEHL: J. Metals, (1952) July p. 771

* 油焼入時 3/4R (R = 半径) の位置で 50% マルテンサイト組織を確保し得る直径 (mm)

高 Cr-Ni オーステナイト鋼の高温疲労強度*

(高 Cr-Ni オーステナイト鋼の研究—II)

塚本富士夫**・川崎 正***・細江 謙吉**

Fatigue Properties of High Cr-Ni Austenitic Steels at Elevated Temperatures.

(Study on high Cr-Ni austenitic steels—II)

Fujio TSUKAMOTO, Tadashi KAWASAKI and Kenkichi HOSOE

Synopsis:

Effect of alloying elements, melting process, heat treatments and grain size on high-temperature fatigue strength were investigated with AISI type 309, 310 and 330 steels to obtain some practical design data. The results obtained were discussed on the basis of precipitation hardening of austenite. In this experiment tests were carried out at 650°C, 800°C and room temperature, using a rotary bending fatigue testing machine.

The results obtained are as follows:

(1) There is a definite fatigue limit at 650°C which is higher than the proof strength at this temperature, and this fact is explained by precipitation hardening of austenite.

* 昭和36年4月本会講演大会にて発表 ** 日本金属工業株式会社 *** 姫路工業大学 工博