

にそれ以上の含有量で炭素との相互作用が顕著に現われるものと考えられる。この機構については本実験範囲から論じ難い。C, D 試料の焼鈍組織については特に A, B 試料と炭化物分布について差は認め難い。したがって

(1) 微細なバナジウム窒化物が分散してカーバイドの析出核を与える。

(2) バナジウム量の増加によつて A₁ 点が上昇し高温における固溶炭素量が減少する。

(3) バナジウムカーバイドが生成する。
等の原因が考えられるが根拠はまだつかめていない。

5. 結 言

バナジウム含有量 0.025% ないし 0.038% のリムド低炭素冷延鋼板について焼鈍温度の歪時効におよぼす影響を時効指数および内部摩擦測定により調べたところ次のことが明らかとなつた。

1. 800°C 以下の再結晶軟化焼鈍において非時効性を得るためには少なくともバナジウム含有量は 0.03% 以上必要である。

2. バナジウム含有量 0.03% 以上を添加した場合、固溶炭素量はバナジウム含有量 0.03% 以下のものに比較して減少し炭素による時効をも押える効果を生じる。

文 献

- 1) Eric R. MORGAN, John C. SHYNE: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 209 (1957), p. 781
- 2) W. R. D. JONES, G. COOMBERS: J. Iron & Steel Inst (U.K.), 174(1953), p. 9
- 3) L. R. SHOENBERGER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 212 (1958), p. 402
- 4) R. W. FOUNTAIN, J. CHIPMAN, Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 212 (1958) p. 737
- 5) J. F. BUTLER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 224 (1962), p. 89

(181) 高炭素鋼の熱処理特性におよぼす少量の Ni, Cr の影響

(鋼の諸性質におよぼす不純金属の影響に関する研究—V)

金属材料技術研究所 ○吉松史朗
東京大学, 工学部 工博 荒木透
金属材料技術研究所 工博 中川龍一

Effect of Ni and Cr on Heat-Treatment Characteristics of High Carbon Steel.

(Studies on effect of metallic impurities on properties of steel—V)

Shirō YOSHIMATU, Dr. Tōru ARAKI and Dr. Ryuichi NAKAGAWA.

1. 結 言

前報りまでに低中炭素鋼の諸性質におよぼす少量の Ni, Cr の影響につき報告してきたが、本報では高炭素鋼について調査をおこなつた結果を報告する。高炭素鋼は比較的需要が少なく、用途はほとんど工具に限られる。そしてとくに切削工具は、生産工程の自動化にともなつて高速軽切削の傾向が大きくなり、合金工具鋼の重要度が増しておりこの方面の研究もさかんである。

これに反して炭素工具鋼の切削工具としての需要は年々減少しているが、その安価なことから軽度の切削用、刃物等の小物用としての需要はまだ捨てがたいものを持っている。炭素工具鋼の不純物許容量は、Ni < 0.25%, Cr < 0.20% と JIS に指定されているが、この値の根拠はあまり明確でない。本報では、炭素工具鋼の代表として SK2 を取りあげ、これに Ni, Cr を単独に添加して主として工具鋼としての諸性質におよぼす影響を調べた。

2. 供 試 材

Table 1 に供試材の化学成分を示す。基本成分は SK2 とし、Ni および Cr を 0, 0.15, 0.30, 0.45% 目標にそれぞれ単独に添加したものである。なお Si は原料の関係で JIS の範囲を越えているが、ほかの基本成分は SK2 の範囲にある。

溶解は 100 kg 高周波溶解炉でおこない 50 kg 鋼塊に分鑄した。鋼塊は 1000°C に加熱し焼割れ試験片用に 55 mm φ, 焼入試験片用に 30 mm φ, 硬さ試験片用に 10 mm φ に鍛造した。さらに電気抵抗測定用には 1.5 mm φ にまでスエーシングと冷間引抜加工をおこなつた。

3. 実験結果および考察

3.1 焼入条件の設定

高炭素鋼は調質の前処理として球状化処理をおこなうのが普通である。本実験ではその範囲を顕微鏡的に求め

Table 1. Chemical composition of the specimens (%).

	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Ni%	Cr%	Al%	Cu%
K 1	1.18	0.39	0.40	0.015	0.019	—	—	0.040	0.09
K 2	1.19	0.38	0.41	0.015	0.019	—	0.16	0.041	0.09
K 3	1.10	0.39	0.41	0.014	0.019	—	0.30	0.040	0.09
K 4	1.10	0.42	0.41	0.016	0.019	—	0.41	0.036	0.09
K 5	1.15	0.39	0.41	0.014	0.020	0.15	—	0.039	0.11
K 6	1.20	0.37	0.41	0.014	0.017	0.30	—	0.040	0.09
K 7	1.28	0.34	0.41	0.014	0.018	0.45	—	0.043	0.10

Table 2. Amounts of carbide at quenching temperature.

	Cr (%)	Carbide(%) at 760°C	Assumed C(%) in matrix
K1	0	7.3	0.6 ₉
K2	0.16	8.5	0.6 ₂
K3	0.30	9.1	0.4 ₉
K4	0.41	9.9	0.4 ₃

た. 10 mm φ × 10 mm の試験片を用い真空中にて 730°C ~ 820°C の範囲を 30°C 間隔の各温度でおのおの 20min 間保持したのち 20°C/hr の速度で冷却した. その結果 730°C では全試料一部層状パーライトを残存する組織を示したが, 760°C になると Ni 0.45% の試料を除いたほかは完全な球状セメンタイト組織となる. 790°C 以上ではセメンタイト粒の粗大化がおこり, かつ焼入温度のところで述べるごとく 820°C では Acm を越えると考えられるため本実験の球状化温度は 760°C とした.

つぎに焼入温度の設定であるが, 球状化処理をおこなった試料を 700°C ~ 1000°C の範囲で焼入温度を変えてその水焼入後の硬さを測定した. なお焼入温度での保持は 10 min 間である. その結果各試料とも 760°C ~ 790°C の範囲で最高硬さが得られ, それ以下ではマルテンサイトの生成が不十分なため, それ以上では残留オーステナイトの生成のために硬さは低下する(図略). このように焼入に適する温度範囲は非常にせまい. 不純元素の影響としては, Cr はやや高温側の範囲を広げる効果があるようであるが, 全般に大きな影響はない. また球状化状態のセメンタイトは, Cr の添加で細粒化しているが焼入温度では細かいものが優先して固溶するので, 焼入で得られる最高硬さにもあまり大きな差異は認められない.

3.2 焼入性

前項で設定した焼入条件における焼入性を調べた. JIS の一端焼入試験をおこなった結果, 球状化処理後の焼入性は Cr の添加によつてやや低下し, Ni の添加ではやや上昇する. C. F. JATCZAK²⁾らが 1.0% C 鋼についておこなった実験では, Cr, Ni の焼入性倍数はさほど大きくない.

Ni の影響はマトリックスに濃縮することでその焼入性に関与すると考えられるが, Cr の場合は明らかに炭化物の量を増大せしめている. そこで焼入温度における炭化物量を測定するため急冷後 0.2N HCl + 5% クエン酸水溶液にて 10mA の電流密度で 48 hr 電解しその残渣を測定した. その結果を Table 2 に示す.

この原因の一つは Cr の添加によつて Acm が上昇し, 同一温度における平衡炭化物の量が増加するためと考えられるが, 球状化処理後の焼入性にたいして Cr は必ずしも正の効果を示さない原因として, 上記の事実から Table 2 に示すようにマトリックスの炭素濃度の低下があるのではないかと考えられる.

3.3 焼割れ性ならびに表面硬さ

切削工具を想定して単純な焼割れ試験をおこな

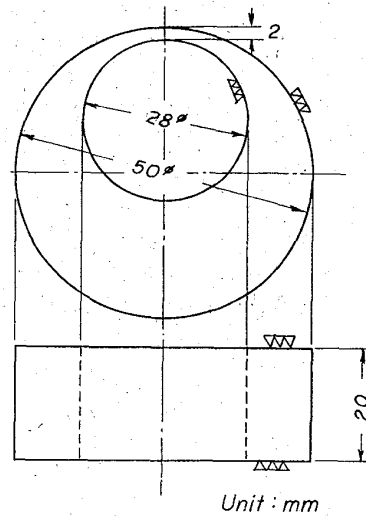


Fig. 1. Quenching crack test specimen.

つた. すなわち 20 mm から 2 mm まで肉厚を変化させた Fig. 1 に示すような試験片を用い前記条件で球状化処理後 760°C × 20min 塩浴中で加熱し水, 油, 200°C 塩浴 (1min 間保持後空冷) 中に攪拌焼入をおこなった. 焼入後両面を 0.1 mm 研削シペーパー仕上げして割れの有無および各肉厚部の表面硬さを測定した. おおの 3 コの試験片中水焼入にて K 3 の全部, K 4 の 1 コ K 5 の 2 コクラックを生じ, 油焼入, マルクエンチ処理では全数クラックは生じなかつた. この結果から焼割れは水焼入の場合のみおこるが, Cr, Ni との関連は必ずしもはつきり把握できなかつた. しかし Cr についていえば, 少なくとも 0.3% 以上の添加では焼割れ発生の可能性があるといえる. Cr, Ni の影響をもつとはつきり示すためには, 試験片の形状的な感受性を高めながらその関連を求めてゆくとよいと考えられる. この点今後調査を進めたい. 一般に焼割れ性は鋼の Ms 点との関連で論じられているが³⁾, 本実験の場合は Ni, Cr の M 点を低下せしめる効果と, Ni の場合はマトリックスの強靱性, Cr の場合はマトリックス中の炭素量の低下による Ms 点の上昇とが重複してその要因は複雑なものになると思われる.

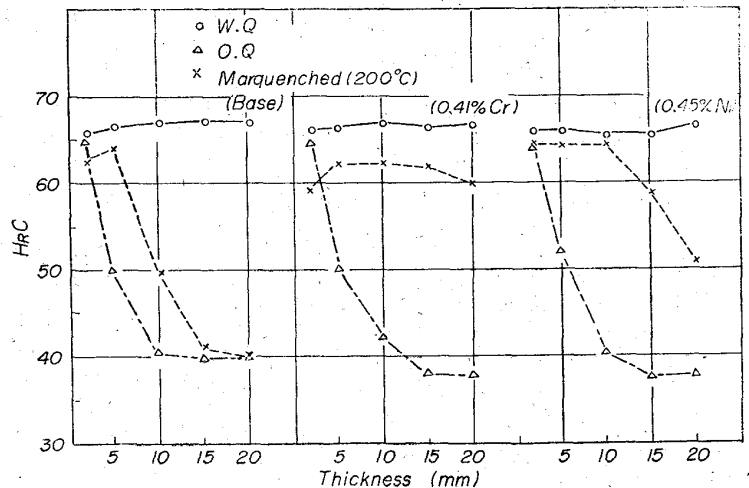


Fig. 2. Surface hardness of quenching crack test specimens.

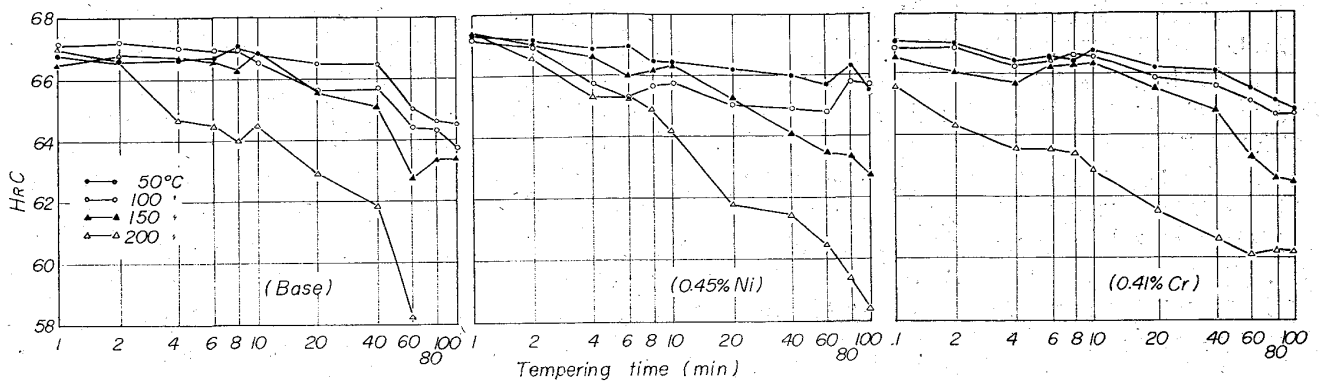


Fig. 3. Hardness changes of tempering up to 200°C.

つぎに Fig. 2 に上記処理の際の表面硬さを示すが、水焼入の場合はすべての肉厚部にわたって十分な表面硬さを保持している。油焼入の場合は各鋼種とも 5 mm 厚で約 HRC 50 程度に低下するが、Ni, Cr の影響はあまりないと考えられる。またマルクエンチをおこなった場合は基本材では 5 mm まで、0.45% Ni 材は 10 mm まで高硬度を保つが、0.41% Cr の場合は相対的に硬さが低いかわりに 20 mm 厚まであまり硬さの低下が見られない。焼入性の差があまり大きくないにもかかわらず Ni, Cr の影響がこのようにあらわれる原因は、低温域の S 曲線と冷却速度とを照合しなければつきりしないが、Ms 点以下のペーナイト変態とも関係があるかもしれない。

このように表面硬さの点からみると水、油焼入では Ni, Cr の影響はほとんど認められない。

3.4 焼戻特性

SK 材の焼戻温度は 200°C 以下であるが、この温度は焼戻の第 1 段階がその大部分を占めるために合金元素の影響はあまりはつきりとあらわれないとされている⁴⁾。しかしながら H. W. KING⁵⁾は電気抵抗を測定することによつて 1% C 鋼の焼戻過程を追求した結果、1.4% Cr, 5.1% Ni の添加でその活性化エネルギーは変化し第 1 段階における影響を認めている。

本実験の場合まず実用的な見地から 200°C までの焼戻しにおいて硬さにどのような影響があらわれるかを調べてみた。Fig. 3 にその結果の一部を示すが、Cr が添加されると短時間側において高温になるほど硬さの低下が認められる。逆に長時間側に移ると軟化への抵抗は増すようである。Ni が添加されるとやや長時間側の軟化抵抗が認められるが、その他は基本材と大差ない。この事実から実用上 Ni, Cr の添加によつて工具寿命の延長が期待される。

つぎに同様な過程を電気抵抗で求めてみた。試験片は、1.5 mm φ × 70 mm に線引後 1000°C で均一化焼鈍しさらに前述の球状化処理をおこない、760°C × 20 min 加熱後水水中に焼入し、ただちに焼戻し処理および測定をおこなった。なお焼入処理は石英管に真空封入後おこなった。

測定はポテンシオメーターを用い読取精度は ±0.001 % である。焼戻しによる電気抵抗値の変化は、Ni, Cr ともに常温から 200°C の間では時間とともに低下し、二次的な上昇は認められない(図略)。一定の抵抗値変化率

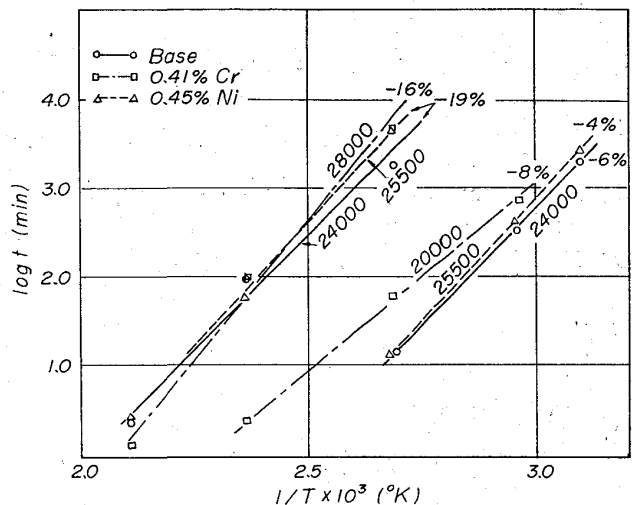


Fig. 4. Relation between log t and 1/T at various degree of tempering.

の所で、その所要時間と絶対温度の逆数をプロットすることによりこの過程の活性化エネルギーを算出できるが、その代表例を Fig. 4 に示す。基本材では実験の範囲内でおおよそ 24000 cal/mole の値を示し H. W. KING⁶⁾らの求めた

$$Q_c = 8500C + 18000 \text{ cal/mole } C: \text{ Carbon(\%)}$$

よりマトリックスの炭素量を逆算すると約 0.70% となり前述の本鋼の推定炭素量とよい一致をみている。

Ni の影響は、0.45% 添加でおおむね 25500 cal/mole を示しており、焼戻第 1 段階の活性化エネルギーが増大することを示している。Cr の影響は、抵抗変化の初期の段階では基本材より小さな活性化エネルギーを示し、後期に至つて逆に大きくなる。この現象は焼戻し硬さの変化の裏付けとして理解される。すなわち一般的に Cr は焼戻第 1 段階を起しやすくするということができ、抵抗変化の後期では第 3 段階の変化が重複する可能性があるから、この際の活性化エネルギーの上昇は Cr の第 3 段階への影響が一部あらわれたためと推測される。

4. 結 言

SK 2 を基本材としその熱処理特性におよぼす少量の Ni, Cr の影響を調べた結果を要約すると

(1) 球状化処理、焼入条件に関しては 0.45% までの Ni, Cr 単独添加の影響は認められない。

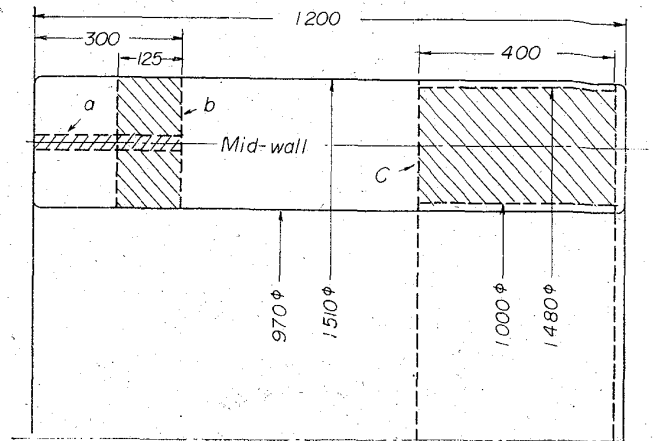
(2) 球状化処理後の焼入性に対しては、Ni はやや増加せしめ Cr は逆にやや減少せしめる。

(3) 焼割れ性に関しては Ni, Cr の影響を系統的に把握できなかつたが、Cr 0.3% 以上ではその可能性はあるといえる。

(4) 焼戻し第1段階は Ni の添加でやや遅滞し、Cr の添加で促進されるが、Cr の場合その後期、とくに高温側では軟化の抵抗を示すようになる。硬さの面ではこれらの変化は実用的な範囲であるので、両元素とも工具寿命の延長が期待される。なおこれらの具体的な調査結果は次報でおこなう。

文 献

- 1) 吉松, 荒木, 中川: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2008
- 2) C. F. JATCZAK: Trans. Amer. Soc. Metals, 51 (1959), p. 335
- 3) R. D. CHAPMAN, et ali.: Metal Progress, Sept. (1953), p. 67
- 4) B. S. LEMENT, et ali.: Trans. Amer. Soc. Metals 41(1949), p. 1061
- 5) H. W. KING, et ali.: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 196 (1960), p. 281
- 6) H. W. KING, et ali.: ibid., 193 (1959), p. 123



a & b: Test block for mechanical test.
c: Test ring for temperature measurement during water quenching (steel A).

Fig. 1. Dimension of ring forging before heat-treatment and the cutting plan of test blocks.

応力除去焼鈍による機械的性質の変化などが特に問題とされることは、鋼板、鍛造材を問わず同様であるが、鍛造材に関しては、わが国の現状では良好な溶接性を保持するための低いC当量を有する材料で、超厚材の内部まで十分な機械的性質が得られるか否かの確認が先決問題と考えられる。

このような観点から、ASME, SA336, Case 1236 相当の Ni-Cr-Mo 鋼を用い、製品肉厚 240 mm を想定した鍛造リング材の製造を行ない、機械的性質に関する各種確性試験を実施した。

2. 試験方法

Table 1 に供試リング材の化学成分を示す。A 鋼, B 鋼とも ASME, SA336, Case 1236 の規格内の成分であるが、両者の違いは実質的に C 量の差にある。両リングとも塩基性電弧炉溶解、真空鋳込 20 t 鋼塊から鍛造され、焼鈍ののち、Fig. 1 に示す形状に切削され、調質された。調質は A 鋼については 880°C → WQ, 700°C → AC, B 鋼については 900°C → WQ, 680°C → AC といずれも水焼入、焼戻とした。焼戻温度は SA336, Case 1236 に規定されるもの (620°C 以上) を十分満足している。

調質後のリング材については、機械的性質の分布、応力除去焼鈍に伴う機械的性質の変化のほか、水焼入時の冷却条件の測定などを実施した。Fig. 1 にはこれら各試験材の採取位置も併示した。

3. 試験結果ならびに考察

3.1 C 量の影響

Table 2 に A, B 鋼両リング材の機械的性質を示す。

Table 1. Chemical composition of ring forgings (wt. %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co
Spec.*	<0.27	0.15~0.35	0.50~0.80	<0.040	<0.050	0.50~0.90	0.25~0.45	0.55~0.70	
A	0.20	0.32	0.65	0.012	0.008	0.81	0.40	0.60	0.02
B	0.15	0.33	0.67	0.012	0.006	0.84	0.38	0.57	0.012

* ASME, SA 336, case 1236.

669.14-134-477, 621, 039, 53
620, 172, 22

(182) ASME, SA336 鋼鍛造リング材の性質について

(原子炉圧力容器用超厚鋼材の性質について—II)

日本製鋼所, 室蘭製作所

工博 小野寺真作・深町喜三郎

本間 亮介・○山田 国雄

On the Properties of ASME, SA336 Steel Ring Forging.

(On the properties of heavy-section steel for nuclear pressure vessel—II)

Dr. Shinsaku ONODERA, Kisaburō FUKAMACHI,
Ryōsuke HOMMA and Kunio YAMADA.

1. 緒 言

原子炉圧力容器の製造に関する研究開発はわが国においても各分野で急速に進められつつあるが、従来この種圧力容器用材料としては主として超厚鋼板が対象とされていた。しかし近年その大型化に伴い、フランジ材はもとより、容器本体にも鍛造材(リング材)を適用しようとのすう勢が見られ、実際に鍛造材を用いた例もある。原子炉圧力容器用材料としては、照射損傷、溶接性、