

Fig. 5. Relation between strain amplitude independent of internal friction and tempering temperature.

The specimen is quenched in water from 900°C, then tempered at each temperature for 30 minutes and cooled in air.

組織の移動の様子を見ることができ、850°C ~ 900°C ではオーステナイト結晶粒が見られる。

IV. 結 言

以上の諸実験結果をとりまとめると次のようになる。

(1) 焼き入れ状態の組織はマルテンサイトで内耗の振巾依存性がない。

(2) 300°C ~ 400°C の焼き戻しでシャルピー衝撃値の最高値があり、700°C 焼き戻しで最高値を示す。この水焼き入れ後、700°C に焼き戻した試料は低温における遷移曲線も良好な値を示している。また顕微鏡組織は700°C 焼き戻しにより炭化物がフェライト地内に均一に分布しているのが認められる。

(3) マルテンサイトが分解して炭化物とフェライトになった状態と、オーステナイトから炭化物とフェライトに分解した状態は内耗の値がいちじるしく異なることから明らかのように、炭化物をも含めた不純物の存在状態、あるいはフェライト内の格子欠陥の状態は違っていることが推察される。

669, 14, 018, 2621, 785, 4, 620, 172, 242, 620, 178, 7

(138) 低炭素鋼の熱処理組織と機械的性質におよぼす各種添加元素の影響

金属材料技術研究所 1460 ~ 1462
○吉松 史朗・工博 中川 竜一

Effect of Alloying Elements on Heat-Treated Structure and Mechanical Properties of Low-Carbon Steels.

Shirō YOSHIMATSU and Dr. Ryuichi NAKAGAWA.

I. 結 言

近年船舶、車輛、橋梁、建設などの各部門において、重量の軽減、鋼材の節約をはかるために従来の普通構造用炭素鋼ではその強度不足を生じさらに強度の高い鋼材が要求せられている。また溶接技術の発達にともなつてこれら鋼材は溶接性の良好なことが不可欠の条件として

とりあげられている。

以上のような要求にこたえるための低炭素低合金鋼の研究が盛んにおこなわれているが、本研究においては溶接性の観点からCを低めた低炭素鋼に、Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, Vをそれぞれ単独に添加し、これらの元素が熱処理組織とその機械的性質におよぼす基礎的な影響について調べた。

II. 試 料

試料は10kg高周波溶解炉を用い6kg溶製した。鋼塊は80mmφ×120mmの大きさで、これを1150°Cに加熱し顕微鏡試料用、引張り試験片用に12mmφの丸棒、また衝撃試験片用に10mm角までそれぞれ鍛造した。Table 1は供試材の化学成分を示したもので、C, Mnを一定にそれぞれ0.07%, 1.5%目標に添加しさらにNi, Cu, Cr, Mo系ではそれぞれ0.3, 0.5, 1.0%をまたSi, Mn系では0.5, 1.0, 1.5%を、V系では0.1, 0.3, 0.5%をそれぞれ目標に添加したものである。

熱処理は950°Cで15mn間保持後それぞれ空冷、塩水焼入および恒温変態として、600°C, 500°C鉛浴焼入後所定時間保持しただちに塩水焼入したもの、以上の四種行なつた。塩浴の保持時間については、顕微鏡組織と硬さの変化から変態終了に要する時間を求め、引張りおよび衝撃試験片については変態終了時のみの熱処理を行なつた。なお引張り試験片は平行部4mmφ標点距離15mmのもの、衝撃試験片は7mm角2mmUノッチのものを用いそれぞれ0.5mmの削り代を付けて熱処理に供した。

III. 実験結果および考察

1) 顕微鏡組織

焼準、焼入組織については省略する。恒温変態組織については、MEHL¹⁾が0.3% C鋼で指摘したごとく本鋼種においても3つの型の変態が観察される。Si 1.5% 600°C処理のものは、オーステナイト粒界に初析フェライトが析出してそのまま塊状に発達するもので、これは全く拡散変態によつてなされたものである。またCu 0.3% 500°C処理のものは、初析フェライト析出後オーステナイト粒内に向つてほぼ平行にフェライトの発達を見る。これは同一オーステナイト粒内で必ずしも同一方向ではないが、ほとんどが方向性を持つたフェライトで前のオーステナイトとの間に方位関係が存在するものと推測される。したがつてEICHEN²⁾らが純鉄について述べているshear mechanismをともなつた変態によるもので、拡散変態にくらべてむしろC過飽和のフェライトであると考えられる。またMo 1.0% 500°C処理のものでは粒界のフェライトの生成と粒内にフェライトの核生成一成長がほとんど同程度行なわれたもので、Cr, Mo系の含有量の多い試料にみられる。MEHLは粒内のフェライトは明らかに核生成一成長によるものであるといっているが、一般に粒内の核生成は非常にその確率は少なく、また存在しても長時間の恒温的な加熱が必要とされている。ここでは比較的急速に起つており、その因になるものはつきりしない。以上の形態は一般に各元素ともに低温側でかつ添加元素量の少な

Table 1. Chemical compositions, transformation temperature and austenite grain size of the specimens.

Alloy type	Signs	Chemical composition (%)								Ms (°C)	Ae ₁	Ae ₃	Austenite G.S.
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	V	Mo				
Mn-Si	H 1	0.061	1.36	0.68	—	—	—	—	—	474	738	882	3—4
	H 2	0.061	1.34	0.99	—	—	—	—	—	475	754	925	5
	H 3	0.057	1.25	1.51	—	—	—	—	—	480	768	980	5—6
Mn-Cr	H 4	0.054	0.82	—	0.24	—	—	—	—	494	756	882	3
	H 5	0.053	0.79	—	0.56	—	—	—	—	490	726	877	3
	H 6	0.052	0.99	—	1.53	—	—	—	—	462	723	723	5
Mn-Ni	H 7	0.062	0.90	—	—	0.31	—	—	—	487	438	859	5
	H 8	0.057	1.06	—	—	0.51	—	—	—	478	708	835	5
	H 9	0.057	1.08	—	—	1.02	—	—	—	470	693	808	5
Mn-Cu	H 10	0.065	1.01	—	—	—	0.31	—	—	484	721	852	4
	H 11	0.068	1.11	—	—	—	0.50	—	—	487	711	849	3
	H 12	0.061	1.01	—	—	—	1.02	—	—	477	697	826	4
Mn-Mo	H 13	0.056	1.01	—	—	—	—	—	0.32	489	699	817	5—6
	H 14	0.045	1.02	—	—	—	—	—	0.51	488	756	907	6
	H 15	0.054	0.99	—	—	—	—	—	0.99	486	768	930	6
Mn-V	H 16	0.092	0.93	—	—	—	—	0.10	—	453	714	876	4
	H 17	0.086	1.01	—	—	—	—	0.26	—	470	717	879	8
	H 18	0.082	1.05	—	—	—	—	0.65	—	494	807	912	8
Mn	H 19	0.077	0.55	—	—	—	—	—	—	502	709	876	4
	H 20	0.082	1.00	—	—	—	—	—	—	481	684	835	4
	H 21	0.085	1.26	—	—	—	—	—	—	470	693	846	4

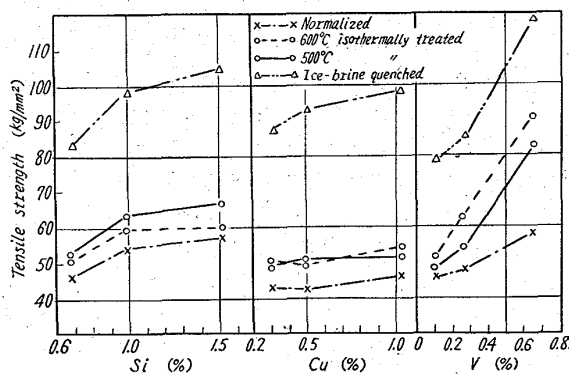


Fig. 1. Effect of Si, Cu and V content on tensile strength of various heat-treated steels.

いものが方向性を持ったフェライトの成長をなす傾向にある。

一方炭化物変態域においては、前記フェライトの形状によつて炭化物の形態が影響をうける。塊状フェライトの場合は完全にパーライトコロニーとして発達し、また方向性のあるフェライトの場合はオーステナイト粒界にオーステナイトより直接析出したと考えられる炭化物がフェライト針状の先端に析出し、また前述の過冷却フェライトより析出したと思われる炭化物が粒界に連なつて観察される。

2) 引張り強さ

引張り強さにおよぼす熱処理および添加元素量の影響

は Fig. 1 にその一部を示す。

Si, Ni, Cu, Mn 系においては焼準状態では Lacy などの α -Fe における固溶体強化の増加量にはほぼ一致した恒温変態処理のものは、焼準材の傾向とほぼ同一の傾向を示す。やはり Si が強度に一番有効である。焼入状態では、Ni, Mn 系を除いてほぼそのレベルは同じで元素量の増加によつてわずかに強化する傾向にある。Ni は添加元素量の少ない試料では、 α -変態がはやくこのための強度低下がみられる。

Cr, Mo, V系では焼準状態において、Cr はマトリックスの軟化を来すためさほど変化しないが、Mo, V系の添加量の多いものでは標準組織を示さないために強度が高くなる。また恒温変態においては、Cr, Mo, V共強度上昇に有効であつてとくにV系ではその細粒化作用とともにいちじるしく強度を増す。

焼入状態では元素による影響はさほど大きくないが、V系ではいちじるしく強度の上昇をみる。

一般に恒温変態温度の強度におよぼす影響はあまりみとめられないが、わずかに Si, Cr 系で低温処理の方が高いレベルを示し、またV系ではVの易動度の大きい600°C処理の方がパーライトを析出せずに細かいV炭化物の析出をみるため引張り強さレベルが高い。

3) 衝撃値

衝撃値におよぼす熱処理および添加元素量の影響は、Fig. 2 にその一部を示す。

一般に恒温変態材では、パーライトノジュールとして析出しているものより粒界炭試物として析出している方

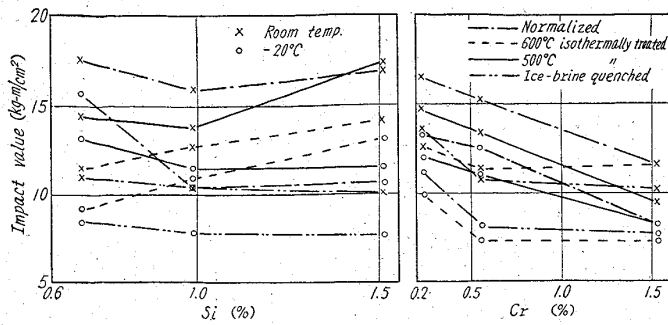


Fig. 2. Effect of Si and Cr content on Charpy impact value of various heat-treated steels.

が衝撃値は高い。したがって後者はマトリックスの形状、粒度およびその可塑性において前者を上まわる靱性を持つと考えられる。また -20°C の試験値は、常温とほぼ平行に変化し一般に粒界型にくらべてパーライトとして析出するものの方が低温衝撃値のレベルは低い。

一般に熱処理による衝撃値のレベルは、焼準、 500°C 処理、 600°C 処理、焼入の順に低下する。

衝撃値におよぼす添加元素量の影響は、焼準材では Cr をのぞいて大きな影響はなくとくに Mn, Mo, Ni 系ではその低温靱性の低下が少ない。焼入材では Mn 1.0% までがとくに高い衝撃値を示し、Mo, Ni 系とともに低温靱性の低下が少ない。恒温変態材では Si は全般に悪影響を与えないが、とくに Cr, Mo, V 系の 500°C 処理ではその元素量が増すと衝撃値を低下する。V 系ではその傾向がとくにいちじるしい。

文 献

- 1) R. F. MEHL: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 159 (1948), p. 113.
- 2) E. EICHEN and J. W. SPRETNAK: Amer. Soc. Metals, 51 (1959), p. 454.

速度のもとにおける金属の破壊挙動、またそのような変形速度のもとで試験温度を変えた場合の破壊挙動が引張試験によつて研究されている。すでに前報¹⁾では、切欠を有する軟鋼試験片について、低温衝撃引張試験の結果を報告したが、本報告では平滑軟鋼試験片の引張諸性質におよぼす温度(常温より液体窒素温度まで)、変形速度ならびに結晶粒度の影響についてのべる。

II. 実験方法

試料は Table 1 に示す組成の炭素鋼で焼鈍条件を変えて数種の結晶粒度 (ASTM No. 2~8) を得た。

Table 1. Chemical composition of specimen (wt.%).

C	Si	Mn	P	S
0.15	0.21	0.44	0.013	0.019

試験片の冷却は、静的試験の場合には木桶で試験片を包み、その中に冷却剤を充たすことにより、また衝撃試験の場合にはステンレス・パイプ製の容器で試験片を包んでそれに冷却剤を充たすことによつて行なつた²⁾。試験片の形状は前報に示したように²⁾ 直径 10mm, 標点間距離 35mm のものである。試験温度は、常温、 -30°C (エチルアルコールに液体窒素を滴下)、 -78°C (エチルアルコール+ドライアイス)、 -130°C (石油エーテルに液体窒素を滴下)、 -196°C (液体窒素) の 5 温度をえらび、各変形速度とも同一温度で 2~3 個の試験片を試験した。冷却時間は所定の温度に 10 数mn保持である。

静的試験には容量 35 t のアムスラー型油圧万能試験機を、衝撃試験には最大荷重 10 t, 最高衝撃速度 140 m/s の能力を有する回転円板型衝撃引張試験機を用いた。変形速度は、静的 (歪速度 $\dot{\epsilon}=1.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)、衝低速 5 m/s ($\dot{\epsilon}=1.4 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$) および 20 m/s ($\dot{\epsilon}=5.7 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$) の 3 種である。衝撃試験の際に試験片に加わる荷重は、針金歪計を貼りつけたロード・セルにより検出し、荷重-時間曲線を記録して測定した。

III. 実験結果

ここでは結晶粒度 ASTM No. 6.7 の試験片についての結果をのべる。

(1) 温度の影響

Fig. 1 は静的、衝撃速度 5 m/s , 20 m/s の変形速度の下に試験せるときの降伏点 (下部降伏点) と抗張力の温度に対する変化を示した。温度低下にともなう降伏点と抗張力の増加は、各変形速度とも類似したもので、かつ降伏点の方が抗張力よりその増加がいちじるしい。 -130°C まで各変形速度の降伏点はほぼ平行に増加する関係にあり、抗張力についてもこの関係は同様である。 -196°C では、Fig. 2 が示すごとく、破断伸び ϵ と断面収縮率 ϕ はともにほとんど零で脆性破壊が現われた。変形をとまらう -130°C における破壊からほとんど変形をしない -196°C における破壊に移るとき、降伏点と抗張力が全然増加しないことから、衝撃引張試験では降伏点と抗張力の極大値が -130°C と -196°C の間に存在することが知られ、Fig. 2 を参照すると破断伸びと断面収縮率が零になる温度でそれらの極大値が存在

669.14 = 620.178.72.254.1

(139) 軟鋼の低温衝撃引張特性

(高速衝撃引張試験機による鉄鋼材料の引張特性の測定—VI)

東京工業大学

工博 作井誠太・工博 中村正久・O大森正信

Impact Tensile Properties of a Mild Steel at Low Temperature. 1462~1463

(Measurement of tensile properties of steels with a high-speed impact testing machine—VI)

Dr. Seita SAKUI, Dr. Tadahisa NAKAMURA and Masanobu OHMORI.

I. 緒 言

従来、鋼の衝撃試験は、シャルピー試験機などを用いて多く行なわれており、鋼の低温脆性などは主にかかる試験法によつて究明されてきた。近年、破壊理論に関する理論的考察を便ならしめるために、いろいろなる変形