

しかし N 添加材は N の増加するほど破断強度を増加する。

これらの関係は 1000 hr 破断強度と C% および N% との関係を示した Fig. 3 においていつそう明らかである。C と N とをともに増加した C17N26 の強度は図中 × 印で示したように同じ C 量で N のより少ないものより若干高い値を示し、N による高温破断強度の改善効果は明らかである。

高 C の場合にかえって破断強度が低下するのは、1200°C ではなお溶体化不十分で未溶解炭化物が残存することもその 1 つの原因と考えられる。そこで C35N05 試料を 1250°C で 1 hr 溶体化して大部分の炭化物を固溶させた状態で同様のクリープ破断試験に供したところ、同一応力での破断時間は 1200°C 溶体化の場合にくらべて数倍に延長したが、1000 hr 破断強度の値はなお 14 kg/mm² であつて、C01N39 にくらべなおかなり低い値にとどまっている。しかもそのときの破断伸びはわずかに数%程度に減少することが見出された。

N は C より原子半径が小さく、オーステナイト中における拡散速度も大であり、前述のように高温時効において炭化物より窒化物のほうがより粗大な形となりやすいにもかかわらず、含窒素鋼の方が高温強度が大きいのはきわめて興味ある事実であつて、これがいかなる原因によるものかさらに検討を要する問題である。

4. 結 言

25Cr-28Ni-2Mo に 0.35% までの C および 0.39% までの N を添加して高温時効特性とクリープ破断強度を調べたが、その結果を要約すると次のとおりである。

(1) 高 C 鋼は高 N 鋼にくらべて溶体化処理により高温を必要とし、1250°C でもなお一部の炭化物が残存する。

(2) C を含む鋼では、700°C 時効初期にかなりの硬化をみるが炭化物の凝集は比較的小さい。

(3) N を添加した場合、低 N 濃度では高温時効により硬さをあまり変化しないが、0.39% N では 700°C・100 hr 以後に若干の硬化を示し、析出する β -Cr₂N は炭化物にくらべてかなり粗大となる。

(4) 1200°C 溶体化材の 700°C クリープ破断強度は N の添加によりいちじるしく増加するが、C による効果はやや小さく、とくに 0.2% C 以上でかえって強度を低下する。この高 C 材を 1250°C で溶体化して炭化物の固溶を十分に行なわせれば高温クリープ破断強度はかなり増加するが、高 N 鋼にくらべてなおかなり低い値にとどまり、しかも破断伸びはいちじるしく小さい。

文 献

- 1) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1802
- 2) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 613
- 3) 岡本, 田中, 深海: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1565
- 4) 田中, 篠田: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2123
- 5) 田中, 篠田: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2125
- 6) W. O. BINDER: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), 167 (1951), p. P21

(176) 21-4N バルブ鋼の時効, クリープ破断両特性におよぼす主要合金元素の影響

大同製鋼, 中央研究所

○寺井和人・工博, 保田正文・工博, 浅田千秋
Effect of Principal Alloying Elements on Both the Aging and Creep Rupture Characteristics of 21-4N Valve Steel.

Kazuto TERAI, Dr. Masabumi YASUDA and Dr. Chiaki ASADA.

1. 緒 言

21-4N 鋼は排気弁用材として、近来広く使われるようになってきている。この間この材料の製造性や使用時の性能の確認や改善のための研究が行なわれ、改良鋼種もいくつか発見された。この研究は 21-4N 鋼の性能の改善に資するため、主要合金元素の役割りを再検討する目的で始められた。本報告においては、C, P, N, V, Si, Ni などの元素の、とくに時効, クリープ両特性におよぼす影響に関する実験結果と、これらに関連して顕微鏡組織の検討結果を含めて報告する。

2. 供 試 材

塩基性誘導溶解炉を使つて、いずれも 10 kg の鋼塊を溶製し、これを表面皮削り後、15 mm ϕ に鍛伸して各試験用の供試材とした。基本組成としては、0.5C-9Mn-21Cr-4Ni-0.45N-0.07S-0.2Si の、被削性を与えた、いわゆる 21-4NS 鋼を目標とした。各供試材の化学成分の分析結果は Table 1 に示すとおりである。R1N を低基本鋼である。R2~R4 は C を高くし、R5~R7 は減して P を加え、R8~R10 は V を添加し、R11 と R12 とは B を添加し、R13 には Ni、R14 には Si を添加したものである。R15, R16 は V+P, V+B の複合添加系のものである。以上の各供試材の鍛造については、P を添加したものに、いくぶんの難点が認められたが、それ以外にはとくに異常はなかつた。

3. 実 験 結 果

3.1 溶体化状態の硬さ

1050~1200°C の各温度に、小試片を 1 hr 加熱後油冷して溶体化状態の硬さを測つた。測定結果をまとめて Fig. 1 に示す。C 量を高めた R2~R4, Si を添加した R14, および V を添加した R9, R10 などは基本鋼の R1 よりも一般に高い硬さを示した。V 添加量の少ない R8 は R1 と大差はない。N を低減し、P を高めた R5~R7 は R1 よりもかなり低い硬さを示しており、R15 と R16 との複合添加系のもので溶体化硬さが高いことなど、以上の結果から溶体化硬さが、各溶体化温度での炭窒化物の固溶程度に強く依存していることは明らかと考えられる。C の高い R2~R4 以外は、いずれも 1000°C 以上で急速に溶体化硬さは低くなり、1200°C 溶体化では各鋼種間の顕微鏡組織的な差はきわめて少なく、いずれも結晶粒の著しい粗大化が認められた。

3.2 時効硬さ

各供試材について前記の溶体化温度から急冷した試片を、700, 750 および 800°C で 20 hr まで時効処理し、さらに数鋼種を選んで 50 hr までの時効処理を行なつ

Table 1. Chemical composition of steels tested. (wt%)

Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	N	V	B
R 1	0.52	0.20	8.96	0.009	0.050	0.07	3.88	20.74	0.47		
R 2	0.64	0.20	8.76	0.031	0.054	0.20	4.14	20.95	0.47		
R 3	0.74	0.20	8.50	0.019	0.041	0.19	4.03	21.00	0.47		
R 4	0.80	0.23	9.36	0.026	0.040	0.20	4.04	20.61	0.43		
R 5	0.50	0.36	9.49	0.049	0.048	0.22	4.01	21.13	0.34		
R 6	0.50	0.27	8.93	0.098	0.058	0.21	3.83	21.02	0.37		
R 7	0.48	0.27	8.96	0.144	0.044	0.21	3.92	21.67	0.34		
R 8	0.53	0.13	8.99	0.026	0.050	0.16	3.69	20.53	0.42	0.55	
R 9	0.45	0.23	8.75	0.025	0.047	0.21	4.02	20.79	0.41	1.03	
R 10	0.52	0.18	8.71	0.025	0.063	0.15	3.63	20.02	0.41	1.34	
R 11	0.51	0.25	8.77	0.026	0.050	0.21	3.96	21.40	0.41		0.009
R 12	0.53	0.29	8.90	0.029	0.067	0.22	4.04	20.52	0.44		0.027
R 13	0.51	0.29	9.85	0.030	0.046	0.08	9.80	20.46	0.44		
R 14	0.51	0.72	8.95	0.031	0.050	0.10	3.99	20.70	0.40		
R 15	0.53	0.19	8.64	0.160	0.057	0.16	3.63	20.28	0.41	0.93	
R 16	0.56	0.18	8.78	0.025	0.051	0.14	3.66	20.41	0.41	1.10	0.011

た. 基本鋼の R1 よりも高い時効硬さが得られたのは C 量の高い R2~R4 量, P 量のもつとも高い R7, V を添加した R9, R10, Si を高めた R14, V+P 添加の R15 および V+B 添加の R16 など供試材 16 鋼種のうちの 9 鋼種で, これら以外は R1 よりもむしろ低い時

効硬化性を示した. 時効硬化性の比較的高い鋼種について測定結果を例示すれば Fig. 2 のとおりである. 時効温度が 800°C では各鋼種ともに, 短時間で過時効の傾向を示すが, 700°C の時効では R7, R9, R10, R15 および R16 は比較的短い時間で H_RC 40 以上の時効硬さを示した. ただし R7 は 750°C の時効では短時間ですでに過時効の傾向が認められる. 以上により, C は時効硬さを高くするが, 過時効傾向を強め, N, P および V は時効硬化性を向上させるのであるが, B や Nⁱ はむしろ硬化性を低下させることが明らかとなった. なお以上の各時効状態の組織を光顕, 電顕両者でしらべ, かつ X 線, 電子線の回折によつて析出相の同定を行なった.

3.3 クリープ破断強さ

クリープ破断試験としては, まず基本鋼 R1 の時効硬さ H_RC 約 35 の水準となるよう, 各供試材の熱処理を行なつて, この状態でのクリープ破断強さを求め, さらに各供試材ごとに高温溶体化処理後, 最適と考えられる時効条件で時効させた状態について, 700, 750 および 800°C の温度で, 最高 500 hr までのクリープ破断試験を行なった. 自動車用内燃機関の排気弁の温度は最高約 800°C, 一般には 750~700°C とされており, したがつて測定結果のうち, 700 および 750°C でのクリープ破断曲線をまとめて示したのが Fig. 3 である. 700°C では基本鋼 R1 に対して, V を約 1% 添加した R9 が全般に高いクリープ抵抗を示し, Si 量を高めた R14 が短時間側でわずかに高い. そのほかの各供試材はいずれも R1 よりも低いクリープ破断強さを示した. いつぼう 750°C においては各供試材ともに R1 よりもクリープ抵抗性が高くなつており, とくに V 添加の R9, R10 および R15 において顕著である. クリープ破断試験前の各供試材の時効硬さとクリープ破断強さとの関係ならびに, 50 hr 時効処理後の硬

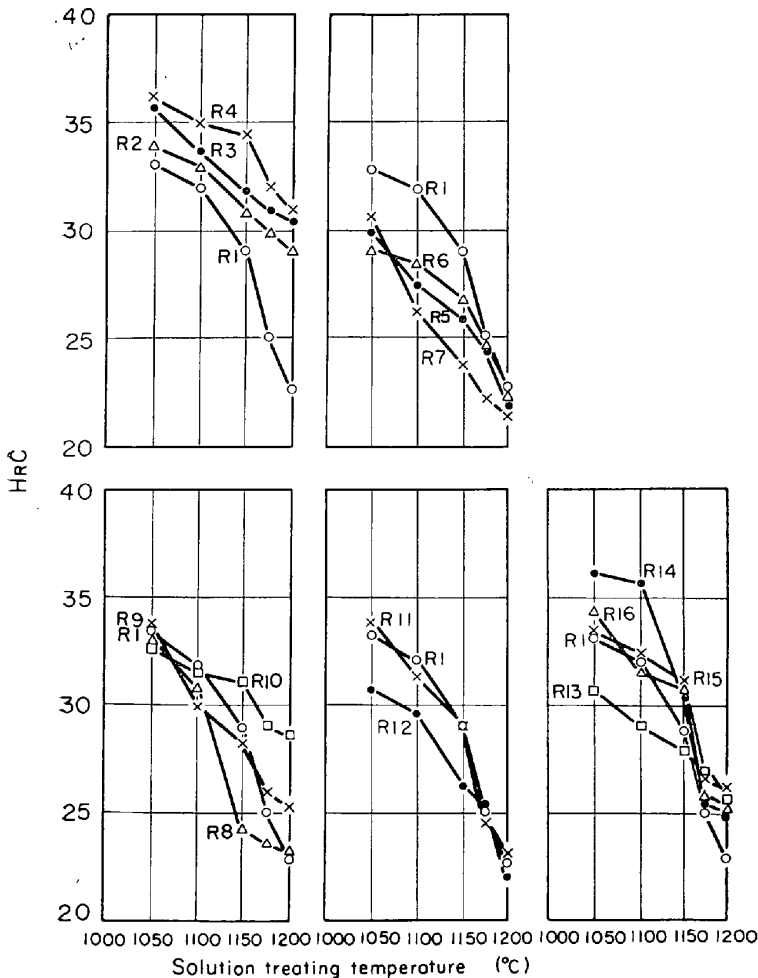


Fig. 1. Relation between solution treated hardness and treating temperature on steels tested.

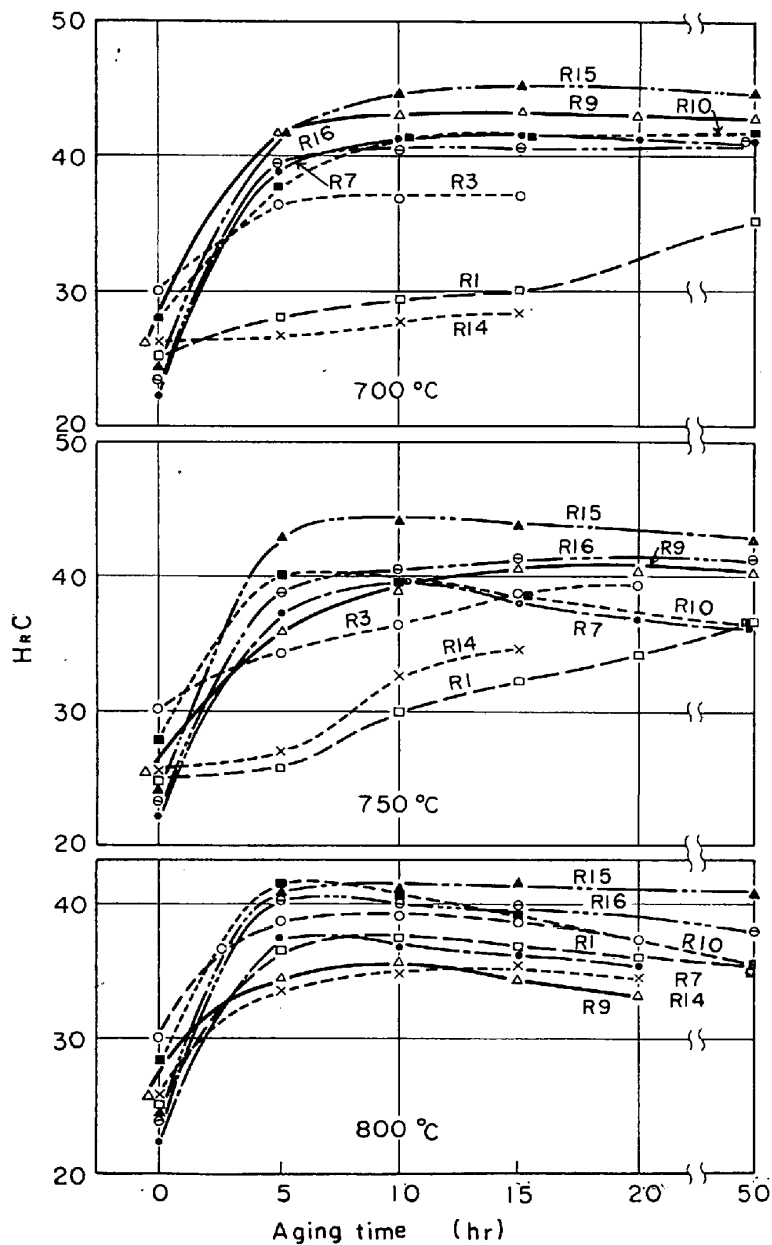


Fig. 2. Age-hardness after 1175°C×1hr O. Q solution treating of steels tested.

さと同じ温度における、50 hr でのクリーブ破断強さとの関係をしらべて見たが、これまでの実験の範囲では明確な相関関係を見出すことはできなかった。また高温硬さ計で 2, 3 の供試材について高温硬さを測定して関係をしらべたが明瞭な結論を認めることができなかつた。これらのことから各供試材の時効、クリーブ両特性を理解できるためには、顕微鏡組織あるいはより微細な組織状態をしらべる必要があると考えられる。たとえば一般に 21-4N 鋼は高温溶体化後、750°C 以上の温度に加熱された場合、いわゆる層状析出りが起こり始めるのであるが、この析出は粒界部分で優先的に起こり、クリーブ破断が粒界亀裂の発生から進行するものとすれば、この析出反応の昇温、応力下での進行状況がクリーブ破断強さに影響を与えるものと考えられる。N を低くし、P を高めた R7 や、B を添加した R11, R12 のごときは 750°C でクリーブ破断強さが 700°C の場合に比べて R1 との相対的關係が著るしく改善されているが、層状析出状況をしらべたところ、これらは R1 よりも層状組織がかなり少ないことが認められた。なお Fig. 3 には示さなかつたが、C 量を高めた R2~R4 は時効硬さが高かつたのであるが、クリーブ破断強さは基本鋼 R1 よりも、いずれの温度の場合においても低い値を示した。

4. 結 言

被削性を与えた含 S 系の 21-4N パルプ鋼の標準組成のものを基準とし、C, P, N, V, Si, Ni, B などの諸元素が溶体化後の時効硬さとクリーブ破断強さにおよぼす影響について実験的にしらべた。主要結論を列挙すれば次のとおりである。

- (1) C 量を高めることは溶体化硬さ、時効硬さともに高くするが過時効性を強め、かつクリーブ特性も改善されない。
- (2) N 量を少し低減し、P 量を高めることは溶体化硬さを下げ時効硬さを高める。高 P 量のものでは 750°C でのクリーブ破断強さを高くする効果が認められた。

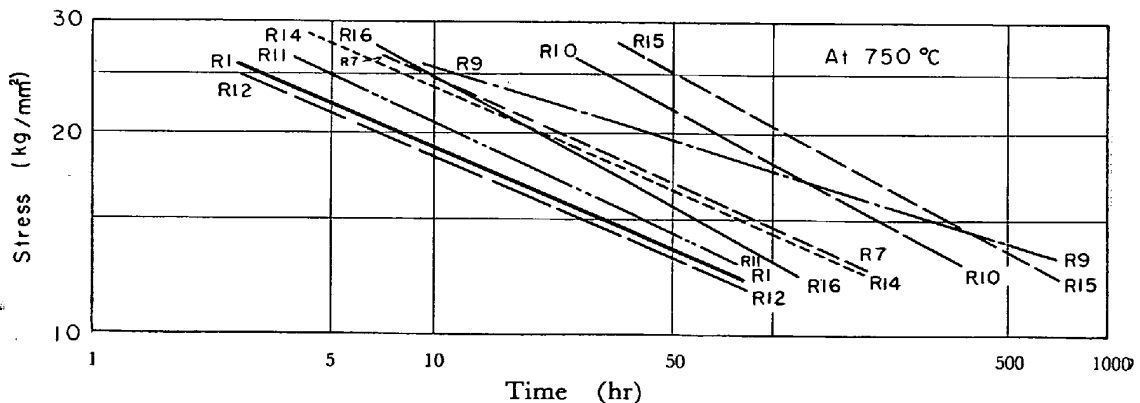


Fig. 3 (a)

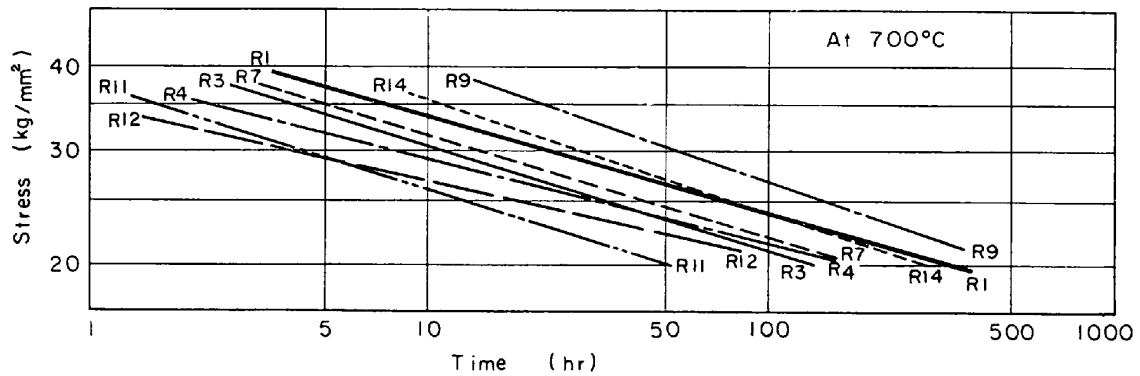


Fig. 3 (b)

Fig. 3 Results of creep rupture test on steels tested.

(3) Bを添加したものは概して基本鋼と類似の挙動を示したが時効硬化性、700°Cのクリーブ特性ともむしろ低下させる傾向を示した。

(4) 約 1~1.5% のVを添加することは、溶体化硬さにはとくに大きな影響を与えないが、時効硬化性を増大させ、クリーブ特性を顕著に向上させる。

(5) Niを約 10% まで高めると溶体化硬さは一般に低くなるとともに時効硬化性も少なくなる。クリーブ破断強さは改善されなかつた。

(6) Siを少し高くしたものでは、溶体化硬さは高くなるが、時効、クリーブ両特性ともにとくにすぐれた改善を示さなかつた。

(7) 時効硬さ、クリーブ破断強さにおよぼす各元素の影響を理解するには組織状態をそれぞれくわしくしらべる必要があると考える。

以上のほかに耐酸化鉛性、耐酸化性、常温の機械的諸性質などを調べたが、報告にあたってこれらについて適宜付言したい。

文 献

- 1) C. M. Hsiao and E. J. Dulis: Trans. Amer. Soc. Metals, 50(1958), p. 787

(185) 鋼板内部欠陥と板厚方向引張特性との関係

八幡製鉄, 技術研究所

工博 榎藤 永・佐藤 誠
日吉 末広・○榊原 瑞夫

Relationship between Internal Defects in Steel and Tensile Properties in Thickness Direction.

Dr. Hisashi GONDŌ, Makoto SATO,
Suehiro HIYOSHI and Mizuo SAKAKIBARA.

1. 緒 言

厚鋼板は圧延に起因する異方性を有し、板厚方向の引張特性は他の方向より著しく劣る場合がある。この原因は圧延組織のほかに板面に平行して存在する、ラミネーション、非金属介在物などの欠陥周辺部における応力集中によつて説明されているが¹⁾²⁾、構造物中にあつて内部に存在する欠陥の許容度について研究された例は見られ

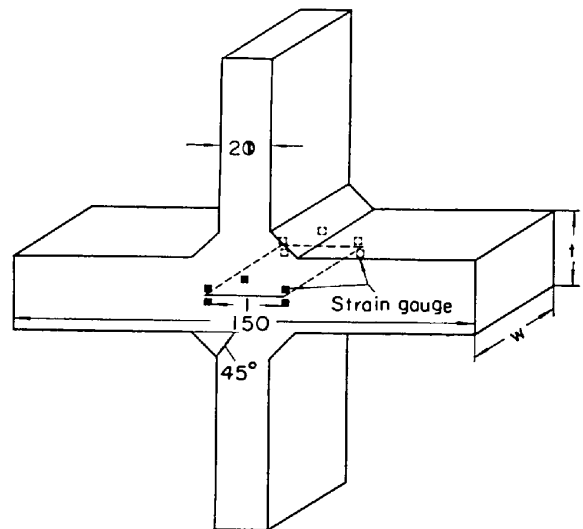
ない。これは内部欠陥の実態把握が、最近急速に普及した超音波探傷をもつてすらまったく困難であり、機械的性質との関係がはなはだ不明瞭となるために外ならない。

本研究においては上記の意味において、人工的に形成した貫通欠陥および光弾性実験における貫通した欠陥長さの、機械的性質におよぼす影響を明らかにし、かつ実用鋼の超音波探傷、磁気探傷における欠陥波の強度分布と機械的性質の関連を調べ、鋼板に内在する欠陥の有害性の限界について検討した。

2. 供試材および実験方法

光弾性試験用材としてフェノライト樹脂を使用して、Fig. 1に示す形状に切り出し、中央部にそれぞれ4mm, 20mm, 60mmの切り欠きを作り、水平部材厚/引張部材厚を1および2の2条件で実験を行なつた。

人工欠陥材としては、85mmおよび110mm厚のスラブの中心部に厚さ1mmで長さが70mm, 40mm, 20mmの貫通する孔を鋸で製作し、1180°C加熱、880°C仕上で貫通した孔方向を圧延方向として30mm, 40mm



- i) Photoelasticity test piece
w : 3 mm t : 20mm, 40mm
l : 4 mm, 20mm, 60mm, 0mm.
- ii) Artificial defect test piece
w : 20mm t : 30mm, 40mm
l : 10mm, 35mm, 60mm
- iii) Commercial steel defect test piece
w : 80mm t : 30mm l : 10mm, 30mm
40mm, 60mm equivalent

Fig. 1. Cruciform tension test specimen.